



*Escuela Técnica Superior de Ingenieros de Caminos,
Canales y Puertos.*
UNIVERSIDAD DE CANTABRIA



EVALUACIÓN DE LA IDONEIDAD DE APLICACIÓN DE LA TEORÍA DE LAS DISTANCIAS CRÍTICAS SOBRE PROBETAS AXILSIMÉTRICAS EN CONDICIONES DE FRAGILIZACIÓN POR HIDRÓGENO

Trabajo realizado por:

Leticia Auxiliadora Flores Jirón

Dirigido:

Borja Arroyo Martínez

José Alberto Álvarez Laso

Titulación:

**Máster Universitario en Integridad y Durabilidad
de Materiales, Componentes y Estructuras.**

Santander, Julio de 2021

TRABAJO FIN DE MASTER

UNIVERSIDAD DE CANTABRIA

ESCUELA TÉCNICA SUPERIOR DE INGENIEROS DE CAMINOS
CANALES Y PUERTOS DE SANTANDER



EVALUACIÓN DE LA IDONEIDAD DE APLICACIÓN DE LA TEORÍA DE LAS DISTANCIAS CRÍTICAS SOBRE PROBETAS AXILSIMÉTRICAS EN CONDICIONES DE FRAGILIZACIÓN POR HIDRÓGENO

Realizado por:

LETICIA AUXILIADORA FLORES JIRÓN

Dirigido por:

BORJA ARROYO MARTÍNEZ
JOSÉ ALBERTO ALVAREZ LASO

Titulación:

MÁSTER EN INTEGRIDAD Y DURABILIDAD DE MATERIALES, COMPONENTES Y ESTRUCTURAS

Santander, Julio de 2021



**EVALUACIÓN DE LA IDONEIDAD DE APLICACIÓN DE LA TEORÍA DE LAS
DISTANCIAS CRÍTICAS SOBRE PROBETAS AXILSIMÉTRICAS EN CONDICIONES DE
FRAGILIZACIÓN POR HIDRÓGENO**

Realizado por:

LETICIA AUXILIADORA FLORES JIRÓN

Dirigido por:

BORJA ARROYO MARTÍNEZ
JOSÉ ALBERTO ALVAREZ LASO

Titulación:

MÁSTER EN INTEGRIDAD Y DURABILIDAD DE MATERIALES, COMPONENTES Y ESTRUCTURAS

Santander, Julio de 2021

ÍNDICE

CAPÍTULO	1
1. INTRODUCCIÓN Y OBJETIVOS.....	1
CAPÍTULO	4
2. ESTADO DEL ARTE.....	4
2.1. MECÁNICA DE LA FRACTURA	5
2.1.1. Introducción.....	5
2.1.2. Mecánica de la Fractura Elástica Lineal	7
2.1.3. Mecánica de la Fractura Elasto-Plástica.....	14
2.1.4. Fractura de componentes entallados	18
2.2. TEORÍA DE LAS DISTANCIAS CRÍTICAS.....	25
2.2.1. Introducción	25
2.2.2. Historia	25
2.2.3. Análisis y parámetros de la TDC.....	28
2.2.4. Metodologías	29
2.2.4.1. Método del Punto	29
2.2.4.2. Método de la Línea	31
2.3. FISURACIÓN INDUCIDA POR EL AMBIENTE.....	32
2.3.1. Corrosión Bajo Tensión	33
2.3.2. Fragilización por Hidrógeno	34
2.3.3. Ensayos de caracterización	36
2.3.3.1. Ensayos de tracción uniaxial	37
2.3.3.2. Ensayos con probetas prefisuradas	38
2.3.3.3. Ensayos de flexión.....	39
2.3.3.4. Ensayos con probetas en forma de U o de C	40
2.4. CONSIDERACIONES FINALES	42
CAPÍTULO	43
3. MATERIAL Y METODOLOGÍA	43

3.1.	INTRODUCCIÓN.....	43
3.2.	MATERIAL Y AMBIENTES.....	44
3.2.1.	Acero X80	44
3.2.2.	Composición química	45
3.2.3.	Propiedades Mecánicas al Aire	46
3.2.4.	Ambientes Fragilizantes	46
3.2.6.	Propiedades Mecánicas en los ambientes estudiados [46].	49
3.3.	DETERMINACIÓN DE LOS PARÁMETROS DE LA TDC MEDIANTE PROBETAS C(T) EN CONDICIONES DE FRAGILIZACIÓN POR HIDRÓGENO.	51
3.3.1.	Ensayos Mecánicos	51
	Determinación de K_{IEAC}	53
	Determinación de K_{IEAC}^N	53
	Geometría	54
3.3.2.	Obtención de L y σ_0 , mediante simulación por elementos finitos.	60
3.4.	APLICACIÓN DE LA TDC SOBRE PROBETAS AXILSIMÉTRICAS ENTALLADAS EN AMBIENTES DE FRAGILIZACIÓN POR HIDRÓGENO.	64
3.4.1.	Geometría de Probeta seleccionada.....	64
3.4.2.	Ensayos Mecánicos	65
3.4.3.	Obtención de los parámetros de la TDC a través de perfiles tensionales obtenidos mediante simulación por Elementos Finitos.....	68
	CAPÍTULO	72
4.	RESULTADOS Y ANÁLISIS.....	72
4.1.	INTRODUCCIÓN.....	72
4.2.	RESULTADOS EN C(T)	73
4.3.	RESULTADOS EN PROBETAS AXILSIMÉTRICAS	76
4.4.	VALIDACIÓN DE LA TDC EN AXILSIMÉTRICA.	79
	CAPÍTULO	81
5.	CONCLUSIONES Y TRABAJO FUTURO	81
5.1.	CONCLUSIONES	81

5.2. TRABAJO FUTURO	82
CAPÍTULO	84
6. BIBLIOGRAFÍA Y REFERENCIAS.....	84

ÍNDICE DE FIGURAS

Figura 2.1. - Representa las limitaciones de las distintas teorías de la MF.	8
Figura 2.2. - Modos de Fractura.....	9
Figura 2.3. - Agujero elíptico en placa plana.....	10
Figura 2.4. - Estado tensional en las proximidades del fondo de fisura, en un material elástico.	12
Figura 2.5. - Variación del Factor de Intensidad de Tensiones con el espesor.	13
Figura 2.6. - Condiciones de plasticidad.	14
Figura 2.7. - Estado tensional en las proximidades del fondo de fisura.	15
Figura 2.8. - Desplazamiento de apertura de la punta de la grieta CTOD (Crack Tip Opening Displacement). Una grieta inicialmente aguda se embota con deformación plástica, lo que resulta en un desplazamiento finito (δ) en la punta de la grieta.	16
Figura 2.9. – Velocidad de liberación de energía no lineal.	17
Figura 2.10. - Ruta alrededor de la punta de una grieta.....	17
Figura 2.11. - Sistema de coordenadas y símbolos utilizados para el campo tensional.....	19
Figura 2.12. - Distribución elástica de tensiones en el frente de una entalla.....	19
Figura 2.13 - Placa plana con agujero central como prototipo de pieza entallada.	21
Figura 2.14. - Distribución tensional en el fondo de una entalla, representado en escala doblemente logarítmica.	21
Figura 2.15. – Definición de tres zonas dentro de la distribución de tensiones [25].	22
Figura 2.16. - Evolución de la tenacidad a aparente a fractura con el radio de entalla [26].....	23
Figura 2.17. - Distribución de tensiones normales para definir las zonas de daño local [30].	24
Figura 2.18. - Esquemas que ilustraron por primera vez la distancia crítica: (a) Método de la Línea de Neuber [35], siendo ϵ la distancia crítica y (b) Método del Punto de Peterson [37], donde emplea el símbolo δ para representar la distancia crítica.....	26
Figura 2.19. - Definición de los parámetros de la TDC a través de las curvas tensión-distancia al frente de entalla. Método del Punto.	30
Figura 2.20. - Definición de los parámetros de la TDC a través de la curva tensión-distancia al frente de entalla. Método de la Línea.	31
Figura 2.21. - Factores necesarios para la existencia de Fisuración Inducida por Ambiente (FIA).....	32

Figura 2.22. - Ilustración simple de SCC anódico. La velocidad de corrosión de la punta de la grieta debe ser mucho mayor que la velocidad de corrosión en las paredes de la grieta. Tal condición requiere que se forme una película pasiva en las paredes de la grieta.	33
Figura 2.23. - Versión alternativa del modelo de ruptura de película, donde el crecimiento de grietas es discontinuo. La punta de la grieta vuelve a pasivarse después de un pequeño avance de la grieta. Tomado de Jones, R.H. (ed.), Stress-Corrosion Cracking: Materials Performance and Evaluation. ASM International, Metals Park, OH, 1992.	34
Figura 2.24. - Agrietamiento ambientalmente asistido impulsado por fragilización por hidrógeno. La fisuración asistida por hidrógeno (HEAC), proporciona hidrógeno atómico a la zona del proceso de fractura mediante una reacción superficial en la punta de la fisura. Con la fisuración asistida por hidrógeno interno (IHAC), el hidrógeno disuelto en el material a granel se difunde a la zona de proceso. [51].....	35
Figura 2.25. - Dispositivo de ensayo de tracción uniaxial en condiciones de FIA. [54]	38
Figura 2.26. - Diferentes geometrías de probetas prefisuradas para ensayos en condiciones de FIA. [54]	39
Figura 2.27. - Metodologías de ensayos de flexión en condiciones de FIA [54].	40
Figura 2.28. - Proceso de doblado de una probeta con forma de U [54].	41
Figura 2.29. - Tipos de probetas C para ensayos en condiciones FIA [56].	41
Figura 2.30. - Orientación de las probetas en forma de C.	42
Figura 3.1. - Tubería de acero X80 para transporte de petróleo.	44
Figura 3.2. - Microestructura del acero X80.	45
Figura 3.3. - Resultado del ensayo de tracción al aire, a temperatura ambiente, del acero X80, en probetas con orientación T-L [63].	46
Figura 3.4 - Esquema del montaje experimental en el proceso de fragilización.[46].	47
Figura 3.5 - Curva de polarización. Diagrama Voltaje-Intensidad.....	48
Figura 3.6 - Control de pH de la disolución.[46]	49
Figura 3.7 - Curvas tensión-deformación del acero X80 al aire y expuesto a los ambientes agresivos estudiados.[46]	50
Figura 3.8 - Comparación entre probetas fisuradas y entalladas de la velocidad de crecimiento de grieta en función de K. [46].	54
Figura 3.9 - Geometría de las probetas C(T) prefisuradas. Dimensiones en mm, con radio infinito (figura superior) y radio finito (figura inferior).	55
Figura 3.10 - Celda ambiental en un ensayo para la determinación de KIEAC [56].	56

Figura 3.11 - Curvas Carga-COD del acero X80 a 1 mA/cm ² y 5 mA/cm ² , respectivamente.[46]	58
Figura 3.12 - Pestaña Engineering Data en ANSYS WB, con datos correspondientes al acero X80 en condiciones de ambiente 5mA/cm ² con $\rho=0.50$	60
Figura 3.13 - Geometría de probeta modelada en Design Modeler - ANSYS MECHANICAL.	61
Figura 3.14 - Condiciones de Simetría aplicadas al cuarto de probeta.....	62
Figura 3.15 - Mallado de la simulación en probeta C(T), material X80, 5mA/cm ² , radio 0.5mm.	62
Figura 3.16 - Condición de Contacto entre volúmenes; FRICTIONLESS.	63
Figura 3.17 - PATH en la dirección que se busca encontrar los campos tensionales.	63
Figura 3.18 - Condiciones de Contorno aplicadas a la probeta.	64
Figura 3.19 - Geometría de probetas axil simétricas utilizadas en este estudio.	65
Figura 3.20 - Vista esquemática (izquierda) y general (derecha) de la configuración experimental.[70]..	66
Figura 3.21 - Velocidades utilizadas en estudio de referencia.[70]	67
Figura 3.22 – Interpolación de velocidades en estudio de referencia [70] para encontrar el valor correspondiente al radio de 1.00mm. Los puntos gruesos son las velocidades empleadas en este trabajo.	67
Figura 3.23 – Registro de $P-\Delta\Phi$ en probetas axil simétricas con entallas de 0.5mm y 1.00mm, en ensayados en dos ambientes y a dos velocidades. Valores obtenidos de P_Q	68
Figura 3.24 – Vista frontal e isométrico de geometría de probeta de tracción en Design Modeler, ANSYS MECHANICAL WB. Modelado con un cuarto y mitad de perfil.....	69
Figura 3.25 - Configuración de mallado y condición de simetría en probeta axil simétrica. Parte inferior de figura muestra a mayor detalle la configuración de mallado en la entalla con Esfera de Influencia.....	70
Figura 3.26 - Condiciones de contorno, Path en probeta axil simétrica. Cuarto de perfil y mitad de perfil.	71
Figura 3.27 - Gráfica de perfil de tensiones generado en ANSYS.	71
Figura 4.1 - Perfiles tensionales del acero X80. De arriba abajo: 5 mA/cm ² , 6·10 ⁻⁸ m/s; 5 mA/cm ² , 6·10 ⁻⁹ m/s; 1 mA/cm ² , 6·10 ⁻⁸ m/s; 1 mA/cm ² , 6·10 ⁻⁹ m/s. Probetas C(T). Estos perfiles fueron obtenidos por simulación en ANSYS MECHANICAL WORKBENCH en este estudio.	74
Figura 4.2 - Valor de L/2. Comparación entre datos obtenidos en el estudio realizado y el González [46].	75
Figura 4.3 - Tensión Inherente. Comparación entre datos obtenidos el estudio realizado y el González [46].	76

Figura 4.4 - acero X80. De arriba abajo: 5 mA/cm ² , 6·10 ⁻⁸ m/s; 1 mA/cm ² , 6·10 ⁻⁸ m/s; 5 mA/cm ² , 6·10 ⁻⁹ m/s; 1 mA/cm ² , 6·10 ⁻⁹ m/s – Probetas Axil simétricas.	78
Figura 4.5 - Validación de resultados L/2 obtenidos en Axil simétrica vs C(T).	79
Figura 4.6 - Validación de resultados Tensión Inherente obtenidos en Axil simétrica vs C(T)	79

ÍNDICE DE TABLAS

Tabla 2.1 - Distribución elástica de tensiones en el frente de una entalla [24].....	20
Tabla 3.1. - Composición química del acero X80.	45
Tabla 3.2. - Propiedades mecánicas de los aceros X80 [63].	46
Tabla 3.3 - Propiedades a tracción de los aceros X80 en los ambientes estudiados.[46]	50
Tabla 3.4 - Valores de σ_{EAC} obtenidos.[46].....	51
Tabla 3.5 - Resultados del contenido de hidrógeno. [46].....	51
Tabla 3.6 - Valores de K_{IEAC} y K_{IEAC}^N obtenidos en el acero X80.[46]	59
Tabla 3.7 - Valor de P_Q obtenido mediante ensayos en probetas Axil simétricas.	68
Tabla 4.1 - Parámetros de la TDC obtenidos por González [46].	74
Tabla 4.2 - Parámetros de la TDC obtenidos mediante simulación en este estudio (ANSYS).	75
Tabla 4.3 - Resultados obtenidos mediante simulación por elementos finitos (en este estudio) de los perfiles tensionales de las probetas axil simétricas.....	78

CAPÍTULO

1. INTRODUCCIÓN Y OBJETIVOS

Los componentes industriales empleados en la actualidad presentan en muchas ocasiones defectos concentradores de tensiones, algunos son generados por el desgaste en su uso, mientras que otros que son introducidos a propósito están presentes por requerimientos de diseño o condiciones de contorno de la aplicación donde prestan servicio. En cualquier caso, la presencia de defectos tipo entalla en componentes industriales es una realidad que debe ser estudiada.

Hasta hace no mucho tiempo, la caracterización de componentes fisurados se llevaba a cabo según los preceptos de la mecánica de la fractura, es decir, sustituyendo estos defectos por grietas. Esto, además de ofrecer resultados garantistas, y no reproducir exactamente la situación tensional de un componente real fisurado, que no está agrietado, supone un plus de dificultad experimental, al requerir habitualmente una preparación de probetas con una fase previa de prefisuración que suele ser más demandante de tiempo que el propio de proceso de ensayo.

Esto ha hecho que se haya desarrollado la teoría de las distancias críticas (TDC), cuyos fundamentos se exponen con mayor amplitud en el capítulo 2, y que básicamente consiste en la determinación de las propiedades en fractura a través del ensayo de probetas que contienen entallas, en lugar de fisuras.

Algunas de las geometrías más ampliamente utilizadas son las probetas tipo C(T), SEN-B, SEN-T, etc., propias de la mecánica de la fractura, a las que se les sustituye el defecto tipo fisura, creado por fatiga tras el mecanizado, por una entalla con un radio finito. Después, con base en las consideraciones de la TDC pueden ser calculados los parámetros definitorios del comportamiento de un cierto material: la distancia crítica, L , y la tensión inherente, σ_0 , a partir de los cuales pueden llevarse a cabo los cálculos resistentes subsiguientes de dicho material.

Por otro lado, existe un gran interés industrial en el desarrollo de aceros cada vez con mejores propiedades mecánicas, así como con buena resistencia a ambientes agresivos, para su empleo en un amplio abanico de aplicaciones en la industrial oil&gas y energética en general. Esta industria, en continuo crecimiento por la creciente demanda de energía en las últimas décadas, somete a los aceros empleados en sus infraestructuras a severas condiciones ambientales, así como severos métodos de protección contra las mismas.

Esto hace que, de la conjunción de los ambientes agresivos generados en la industria off-shore y de transporte de hidrocarburos, junto con los sistemas de protección catódica impuestos los aceros de estas infraestructuras estén expuestos a problemas de fragilización por hidrógeno y corrosión bajo tensión de índole nada desdeñable. Además, estos componentes presentan en muchas ocasiones geometrías que contienen entallas, por lo que su estudio debe ser abordado como se ha mencionado anteriormente: bajo una perspectiva más clásica empleando probetas fisuradas, o bien bajo una más novedosa aplicando la TDC.

En este trabajo se aborda esta caracterización de componentes fisurados sometidos a fragilización por hidrógeno, mediante la aplicación de la TDC a probetas axilsimétricas uniaxiales, que son probetas similares a las de tracción pero que incluyen una entalla en su fuste donde tiene lugar el proceso de fallo. El uso de estas probetas radica en una mayor simplicidad experimental, ya que siempre es más sencillo realizar un ensayo de tracción uniaxial que uno de fractura.

Así el objetivo principal de este trabajo es el estudio de la idoneidad, o no, de la aplicación de la TDC a probetas axilsimétricas en condiciones de fragilización por hidrógeno. Para ello, se tomarán ensayos reales sobre probetas tipo C(T) entalladas de un acero X80 sometido a cuatro niveles de agresividad de polarización catódica, a partir de las cuales se generarán sus perfiles de tensiones en el fondo de entalla mediante elementos finitos y se obtendrán los parámetros distancia crítica, L , y la tensión inherente, σ_0 , a partir del corte de los mismos empleando el método del punto (que se expone con detalle en el capítulo 2). Posteriormente, se realizan ensayos bajo las condiciones de agresividad homólogas en probetas axilsimétricas y se obtienen los parámetros característicos, L y σ_0 , estableciendo las comparaciones pertinentes entre ambos y determinando la viabilidad de

la aplicación, o no, de la TDC a este tipo de probetas con unas condiciones de confinamiento tan diferentes de las usuales en las probetas de fractura.

CAPÍTULO

2. ESTADO DEL ARTE

El objetivo principal de este trabajo de final de máster es evaluar la idoneidad de aplicar la metodología de la TDC a probetas cilíndricas entalladas (axilsimétricas) para un acero X80, el cual por sus características físico-mecánicas es muy utilizado en la industria del petróleo y generación de energía y por lo mismo está expuesto a condiciones ambientales agresivas, tales como; exposición al hidrógeno o ambientes ácidos como las sales marinas.

Por lo antes mencionado dicha aplicación de la metodología se realizará en condiciones de Fisuración Inducida por el Ambiente (FIA), basada en la Teoría de Distancias críticas (TDC). Se utilizarán probetas axilsimétricas, también conocidas como CNT (circumferential Notch Tensile), debido al enfoque novedoso y considerablemente rentable que representan en comparación con los métodos tradicionales. Para lograr un mejor acercamiento al tema es necesario establecer un marco conceptual de los métodos y teorías aplicadas, iniciando con la Mecánica de la Fractura, tanto Elástico-Lineal (MFEL), así como Elasto-Plástica (MFEP) como un preámbulo a la Teoría de las Distancias Críticas (TDC) y sus metodologías más importantes. Cabe destacar que, aunque los

métodos de TDC han sido utilizados para analizar una amplia gama de metales, es hasta hace poco que se han empezado a utilizar en análisis para el fallo por FIA.

2.1. MECÁNICA DE LA FRACTURA

2.1.1. Introducción

La Mecánica de la Fractura (MF), ha sido usada desde la época Neolítica y prueba de ello son las herramientas sencillas que el hombre diseñó y las que a posteriori fueron más sofisticadas. Varios incidentes relacionados con fractura, los cuales ocurrieron en los siglos XII y XIII en Europa, están documentados en la literatura. La primera técnica de control de calidad y ensayo de cañones de bronce se realizaban cargando y colocando el cañón boca abajo, permitiendo que el barril fuera disparado hacia el aire[1]. Si después de la caída del tubo no había presencia de grietas o estaba fracturado, entonces se consideraba que el material era lo suficientemente tenaz y el cañón podía ser puesto en servicio.

Las pruebas o ensayos, llevaron a los científicos a aproximarse a los problemas de resistencia y fractura, siendo los pioneros; Leonardo da Vinci (1452-1519) y Galileo Galilei (1564-1642). Leonardo da Vinci[2], fue el primero en realizar experimentos para determinar la capacidad de carga de alambres de acero. Galileo Galilei[3], fue el primero en formular que la carga de fractura de una barra en tensión es directamente proporcional al área de su sección transversa e independiente de su longitud.

La Revolución Industrial del Siglo XIX marca un punto de inflexión en la historia, modificando e influenciando todos los aspectos de la vida cotidiana de una u otra manera. Los metales se convierten en los protagonistas de la época, principalmente el acero y el hierro, para ser usados en la ingeniería y construcciones a grandes escalas, lo que conllevó a una frecuencia mayor de fallas en estructuras, siendo la superestructura ferroviaria (una invención de la época que data de 1814), la más afectada presentando fracturas, tanto así que alrededor del año 1870 la revista de Ingeniería Británica reportó estadísticas semanales acerca de accidentes ferroviarios. Posteriormente en 1900 con la aparición del automóvil, seguido por los aeroplanos, se incrementó la provisión de factores de seguridad adecuados y la necesidad de entender de manera más clara el fenómeno de ruptura. Sin embargo, la respuesta fue dirigida principalmente a la mejora de materiales, perfeccionando los procesos de fabricación e inspección. Durante el periodo de 1900 y 1950 la práctica del control de fractura se basó principalmente en la experiencia de fallas, actores de seguridad y de ensayos.

Durante este periodo fueron desarrolladas distintas investigaciones sobre fractura, las cuales ayudaron a la introducción de la mecánica de fractura, por ejemplo; en el año 1920 Griffith estableció una conexión cuantitativa entre el tamaño de los defectos y la fractura[4] el cual estudiaba el análisis tensional en un agujero elíptico, para determinar las condiciones de propagación inestable de la grieta, trabajo que se apoyó en los estudios previamente realizados por Inglis[5]. Basándose en los cálculos de Inglis y suponiendo que en el material existe una fisura previa del tamaño α y radio de curvatura ρ , Griffith concluye que la fractura se producirá cuando la tensión local alcance la resistencia teórica, sin embargo este enfoque se lleva a cabo desde un enfoque energético y basado en probetas de vidrio (fractura frágil), es por ello que en el año 1948 Irwin realiza una propuesta de modificación al modelo de Griffith que se enfoca en su aplicación a metales considerando la plastificación, haciendo un avance significativo en la Mecánica de la Fractura, ya que planteó el análisis en términos de tensiones (formulación tensional), lo cual no se había podido hacer anteriormente debido a que teóricamente en la punta de una grieta las tensiones tienden a infinito, independientemente de la magnitud de la carga aplicada.

Para su formulación Irwin plantea que el proceso de fractura no puede concentrarse en un solo punto, como se deduciría de un análisis netamente elástico, sino que se presenta en una zona pequeña pero finita, la cual denomina como zona plástica y donde las tensiones ya dejan de ser infinitas porque parte de la energía elástica se consume en la deformación plástica del material próximo a la punta. El principal concepto introducido fue el de factor de intensidad de tensiones (K), de gran aplicación en la MF, este parámetro está relacionado con el parámetro G , mediante las propiedades elásticas del material y para la condición de inicio de grieta se considera que K adquiere un valor crítico y por tal razón se denomina factor de intensidad de tensiones crítico o tenacidad a la fractura K_{IC} [6]. Posteriormente muchos otros investigadores como Well, Winne y Wundt aplicaron la MF en el análisis de roturas catastróficas con resultados satisfactorios.

En el año de 1960 Paris y sus colaboradores proponen utilizar la Mecánica de la Fractura para el análisis de crecimiento de grietas por fatiga [7], pero debido a la poca información que se tenía sobre esta nueva ciencia, hubo una gran oposición por la mayoría de la comunidad científica y no les fue posible realizar la publicación de los avances en revistas técnicas calificadas, por lo que lo hizo en la revista periódica de Washington. En este mismo año se establecen los fundamentos de la MFEL, donde se decreta que la esta deja de ser válida cuando se produce una deformación significativa previa la fallo. Durante los años 1960-61 varios investigadores desarrollaron análisis para corregir la plastificación del frente de grieta, incluidos Irwin, Dugdale, Barenblatt y Wells, este último propuso el desplazamiento de las caras de la grieta como un criterio de diseño alternativo cuando se producía una importante plastificación del frente de grieta. Wells que realizó un año sabático en el Laboratorio de Investigación Naval regresó a Inglaterra e intentó aplicar la MFEL a los aceros estructurales de bajo y medio carbono. Como estos materiales son muy dúctiles para la

aplicación de la MFEL, Wells notó que las caras de la grieta se movían aparte con deformación plástica y esta observación le permitió desarrollar un parámetro que actualmente es conocido como el desplazamiento de la apertura del frente de grieta CTOD (Crack Tip Opening Displacement), que cuantifica la abertura en el frente de grieta [8].

Para 1968 Rice plantea otro parámetro para caracterizar materiales cuyo comportamiento no sea lineal y así surge la integral J, la cual evalúa a lo largo de un contorno arbitrario la tasa de liberación de energía no-lineal, pero fue hasta el año 1971 que los investigadores Begley y Landes [9] aplicaron la propuesta de Rice para caracterizar materiales de alta tenacidad utilizados en la industria nuclear obteniendo resultados exitosos, de manera que la misma metodología aplicada es la que hoy se conoce como Norma ASTM para la determinación del parámetro J [10]. Shih y Hutchinson [11] en el año 1976 desarrollaron un marco conceptual que daba coherencia al análisis del diseño basado en la integral J. Unos años más tarde Electric Power Research Institute (EPRI)[12], publicó un libro de diseño basado en ese marco conceptual.

Para la misma época Wells [13] que había regresado a Gran Bretaña, continuaba en la aplicación de su parámetro CTOD para el análisis de estructuras soldadas para las petroleras del Mar del Norte y algunas de sus ideas fueron retomadas por Burdekin y Dawes[14], para desarrollar una curva de diseño semi-empírica para las estructuras de acero soldadas. Shih [15] demostraría en 1981, la relación entre la integral J y el parámetro CTOD, estableciendo que ambos parámetros son igualmente válidos para la caracterización de la fractura.

En la última década la comunidad científica ingenieril continúa ampliando los conocimientos sobre esta ciencia y aunque inicialmente sólo se aplicaba a materiales metálicos, hoy en día se están incorporando materiales como polímeros en la búsqueda de un mejor entendimiento del comportamiento de fractura en plásticos que tienen características únicas, como la viscoelasticidad y viscoplasticidad.

2.1.2. Mecánica de la Fractura Elástica Lineal

La Mecánica de la Fractura investiga la falla de componentes agrietados y la propagación de grietas en un componente o material hasta que se fractura bajo cargas estáticas y dinámicas y según Anderson [16], puede definirse como una disciplina de ingeniería que cuantifica las condiciones bajo las cuales un cuerpo cargado puede fallar, debido al crecimiento de una grieta dominante en este cuerpo.

Las pruebas asumen que existe un defecto que ocurrió ya sea durante el proceso de manufactura (cavidades, inclusiones, grietas por esfuerzos) o como resultado de esfuerzos. Un factor de

intensidad de esfuerzo describe la distribución de los esfuerzos alrededor de la punta de una grieta. La muestra o el componente luego se somete a una carga de manera tal que la grieta crece hasta que ocurre la fractura, es decir, se excede la resistencia a la ruptura. A través de la ciencia de la MF se puede analizar fracturas de fatiga (fallas por fatiga), fracturas por fragilidad (fracturas de separación), fracturas dúctiles.

Los métodos de Mecánica de Fractura Elástico-lineal (por ejemplo, el concepto de esfuerzo nominal) se usan normalmente para los materiales frágiles y los métodos de mecánica de fractura Elásto-plástica, para los materiales dúctiles (concepto CTOD, concepto integral J).

La MFEL se basa sobre el análisis de tensiones elásticas en materiales relativamente frágiles, conteniendo fisuras infinitamente agudas. Se aplica a situaciones de fractura frágil, donde la respuesta carga-deflexión de un cuerpo fisurado muestra esencialmente un comportamiento elástico-lineal, hasta el punto donde ocurre una fractura inestable frágil. Existe una plasticidad (fluencia) altamente localizada en el extremo de la fisura, que precede a la fractura frágil, pero su zona de influencia es muy pequeña y no afecta el comportamiento total carga-deflexión. Las tensiones corresponden a las de fluencia o por encima de ella debido al endurecimiento por deformación localizado.

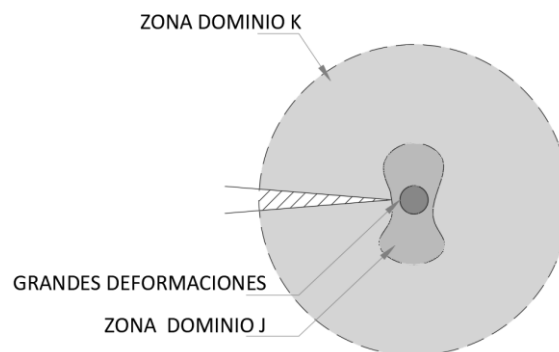


Figura 2.1. - Representa las limitaciones de las distintas teorías de la MF.

A pesar de las correcciones introducidas en el año 1948, los conceptos de la MF hasta antes de 1960 sólo eran aplicables a materiales que cumplieran la Ley de Hooke [17], es decir que estaban restringidos a estructuras con comportamiento elástico-lineal. Sin embargo, en los años posteriores la MF se continuó desarrollando teniendo en cuenta materiales con comportamientos no-lineales (i.e. plasticidad, visco plasticidad y viscoelasticidad), de igual manera que sus defectos dinámicos, pero estos avances no hubiesen sido posibles de no ser MFEL, ya que los conocimientos obtenidos sólo son extensión de esta, que conlleva al surgimiento de la Mecánica de Fractura Elasto-Plástica (MFEP).

2.1.2.1. Modos de Fractura

Existen tres diferentes modos de carga en un cuerpo fisurado. En un sólido, estos modos de fractura pueden manifestarse de forma individual, denominados modos puros, o de forma conjunta, denominados modos mixtos. De esta forma, las tensiones en el frente de fisura pueden tratarse como uno o una combinación de los tres modos básicos de esfuerzos tensionales, comportándose de la misma manera el campo de deformaciones. Por lo tanto, la utilización del principio de superposición de los tres modos de fractura posibilita el estudio de cualquier situación de carga existente sobre la fisura.

Modo I: Apertura o de tracción; el cuerpo fisurado se carga con tensiones normales, el esfuerzo es perpendicular al plano de la fisura.

Modo II: Deslizamiento o de Cortante; el esfuerzo es paralelo al plano de la fisura y perpendicular a su frente, es decir el borde principal de la fisura.

Modo III: Rasgado o de Torsión; el esfuerzo es paralelo al plano de la fisura y paralelo a su frente.

En la siguiente figura se muestran de forma gráfica los tres métodos de fallos. La mayoría de fallos que se producen en los elementos mecánicos se deben a desplazamientos que corresponden al modo de apertura, modo I. Por ello, el modo de apertura es técnicamente el más importante y el que se va a tratar en este proyecto, ya que la flexión del eje provoca unas sollicitaciones propias del mismo.

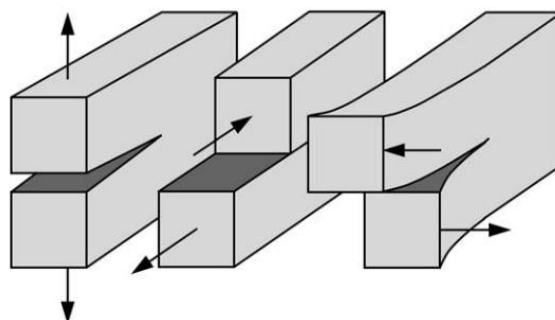


Figura 2.2. - Modos de Fractura.

Para una placa infinita y con fisura pasante de longitud $2a$, bajo un estado tensional uniforme, las tensiones en el frente de grieta en Modo I, pueden expresarse analíticamente de la siguiente forma:

(2.1)

$$\sigma_{xx} = \sigma \sqrt{\frac{a}{2r}} \left[\cos \frac{\theta}{2} \left(1 - \sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{3\theta}{2} \right) \right]$$

(2.2)

$$\sigma_{yy} = \sigma \sqrt{\frac{a}{2r}} \left[\cos \frac{\theta}{2} \left(1 + \sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{3\theta}{2} \right) \right]$$

(2.3)

$$\zeta_{xy} = \sigma \sqrt{\frac{a}{2r}} \left[\cos \frac{\theta}{2} \sin \frac{\theta}{2} - \cos \frac{3\theta}{2} \right]$$

(Tensión plana)

(2.4)

$$\sigma_{zz} = 0$$

(Deformación plana)

(2.5)

$$\sigma_{zz} = \nu (\sigma_{xx} + \sigma_{yy})$$

(2.6)

$$\zeta_{xy} = \zeta_{yz} = 0$$

2.1.2.2. Análisis tensional en el frente de un defecto

Inglis, ha sido el primero en plantear una evidencia cuantitativa del efecto de la concentración de tensiones en las fisuras, en este analizaba los agujeros elípticos en las placas planas. Su análisis incluyó un agujero elíptico de $2a$ de longitud por $2b$ de ancho, con un esfuerzo aplicado perpendicularmente al eje mayor de la elipse. Inglis asumió que el agujero no se encuentra influenciado por las condiciones de contorno de la placa, es decir que la anchura de la placa es mucho mayor de $2a$ y la altura mucho mayor de $2b$, tal cual se muestra en la siguiente imagen, retomada del libro de Anderson [16].

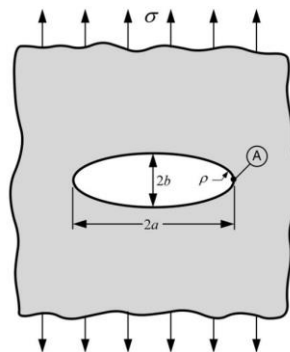


Figura 2.3. - Agujero elíptico en placa plana.

La tensión en la punta del eje mayor (Punto A) está dada por:

(2.7)

$$\sigma_A = \sigma \left(1 + \frac{2a}{b} \right)$$

El radio $\frac{\sigma_A}{\sigma}$ está definido como el factor concentrador de tensiones K_t . Cuando $a=b$, el agujero es circular y $K_t = 3.0$. Debido a que el eje mayor, a , incrementa relativo a b , el agujero elíptico inicia a tomar la apariencia de una grieta afilada. Para este caso, Inglis encontró más conveniente expresarlo en una ecuación en términos del radio de curvatura ρ :

(2.8)

$$\sigma_A = \sigma \left(1 + 2\sqrt{\frac{a}{\rho}} \right)$$

donde;

(2.9)

$$\rho = \frac{b^2}{a}$$

Cuando $a \gg b$, la ecuación se convierte a;

(2.10)

$$\sigma_A = 2\sigma \sqrt{\frac{a}{\rho}}$$

La ecuación predice una tensión infinita en la punta de una grieta infinitamente aguda, donde $\rho = 0$. Este resultado causó preocupación cuando se descubrió por primera vez, porque ningún material es capaz de soportar una tensión infinita. Un material que contiene una grieta aguda debería fallar teóricamente con la aplicación de una carga infinitesimal. La paradoja de una grieta aguda motivó a Griffith [4] a desarrollar una teoría de la fractura basada en la energía más que en la tensión local.

2.1.2.3. El Factor de intensidad de Tensiones

La MFEL manifiesta que los procesos de fractura se localizan en una pequeña zona próxima al frente de fisura, comportándose el resto del sólido de forma elástica-lineal. Irwin [18] demostró que los campos de tensiones y desplazamientos cerca del frente de una fisura pueden representarse mediante una constante llamada Factor de Intensidad de Tensiones, K , y estableció que la distribución de tensiones y deformaciones entorno a una fisura que se propaga en modo I puede representarse de la siguiente forma;

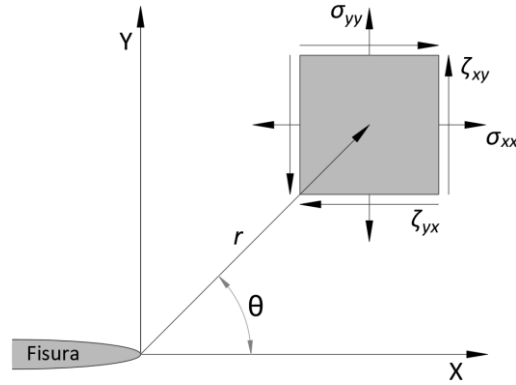


Figura 2.4. - Estado tensional en las proximidades del fondo de fisura, en un material elástico.

Lo que la gráfica expresa es que, si se considera un material con comportamiento isotrópico, es posible calcular la distribución de tensiones en el frente de fisura. Si se define en coordenadas polares (Figura 4.), el campo tensional de un punto cuyas coordenadas son (r, θ) depende, básicamente, de la distancia al frente de grieta, r , del ángulo que forma en el sistema de coordenadas escogido, θ , de la tensión exterior aplicada, σ , y del tamaño de la fisura, a .

El factor de intensidad de tensiones generalmente recibe un subíndice para indicar el modo de carga, es decir, K_I , K_{II} o K_{III} . Por lo tanto, los campos de tensión por delante de la punta de una grieta en un material elástico lineal isótropo se pueden escribir como;

(2.11)

$$\lim_{r \rightarrow \infty} \sigma_{ij}^I = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} f_{ij}^I(\theta)$$

(2.12)

$$\lim_{r \rightarrow \infty} \sigma_{ij}^{II} = \frac{K_{II}}{\sqrt{2\pi r}} f_{ij}^{II}(\theta)$$

(2.13)

$$\lim_{r \rightarrow \infty} \sigma_{ij}^{III} = \frac{K_{III}}{\sqrt{2\pi r}} f_{ij}^{III}(\theta)$$

Para los modos I, II y III, respectivamente. En un problema de modo mixto (es decir, cuando más de una carga está presente), las contribuciones individuales a un componente de tensión dado son aditivas:

(2.14)

$$\sigma_{ij}^{(total)} = \sigma_{ij}^{(I)} + \sigma_{ij}^{(II)} + \sigma_{ij}^{(III)}$$

El factor de intensidad de tensiones puede expresarse en la ecuación:

(2.15)

$$K=C\sigma\sqrt{\pi a}$$

Donde C, está determinado por la geometría del problema y es adimensional. Para casos donde el valor de C=1, se entiende que se trabaja con una placa infinita con grieta pasante de longitud 2a. Entiéndase también como σ como la tensión exterior aplicada y el valor de a, corresponde a la longitud de la grieta. Por lo tanto, las unidades de medidas para K es MPa* \sqrt{m} .

2.1.2.4. Criterios de Fractura

Cuando el Factor de Intensidad de tensiones K_I^C , guiado por un estado tensional dado, alcanza un valor crítico, se producen las condiciones críticas de rotura. En esta situación concurren las condiciones límite (geométricas y de sollicitación) que provocan la rotura del componente.

En condiciones de deformación plana el K_{mat} , el cual es un parámetro característico del material, pasa a denominarse como K_{IC} (tenacidad a fractura). En condiciones de deformación plana (estado de tensiones triaxial) el estado tensional es más severo y la tenacidad a fractura es menor, e independiente de la geometría (Figura 2.5).

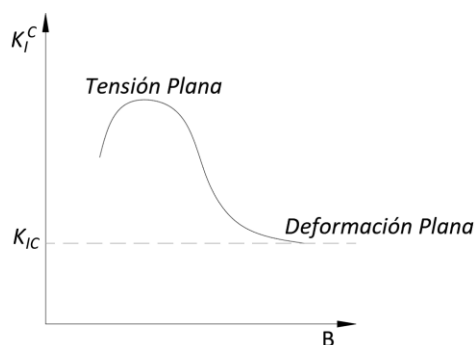


Figura 2.5. - Variación del Factor de Intensidad de Tensiones con el espesor.

Por lo tanto, la condición de fractura en Modo I puede expresarse como:

(2.16)

$$K_I = K_{IC}$$

La condición de esta ecuación expresa el criterio tensional de fractura, donde al aumentar tanto la tensión aplicada, σ como el tamaño de la grieta, a, se produce el fallo.

A través de criterios energéticos de fractura, como los establecidos por Griffith [4] en sus trabajos en vidrio (en condiciones de comportamiento elástico-lineal) también se pueden analizar las condiciones críticas de fractura. Dicho criterio se basa en el balance de energía.

Para condiciones de tensión plana, en una placa plana infinita con longitud de grieta 2a, ambos criterios se relacionan como se muestra en la siguiente ecuación:

(2.17)

$$G = \frac{K_I^2}{E}$$

Sin embargo, cuando la condición es deformación plana, la relación se expresa [19]:

(2.18)

$$G = \frac{K_I^2(1 - \nu^2)}{E}$$

La relación de los dos parámetros característicos de la MFEL, permite que ambas expresiones (ecuaciones 2.17 y 2.18) sea extensibles a otros tipos de geometrías, como se establece en las principales normas, tales como; ASTM E399 [20], ASTM E1820 [21] o BS 7448 [22].

2.1.3. Mecánica de la Fractura Elasto-Plástica

El análisis elástico de tensiones es cada vez menos exacto a medida que aumenta la región no elástica y crece la zona plástica del frente de grieta. Se pueden encontrar correcciones simples de la MFEL para plasticidades moderadas del frente de grieta, pero para plasticidades más acusadas se deben tener en cuenta parámetros alternativos del comportamiento no lineal de los materiales, esto lo soluciona la Mecánica de Fractura Elasto-Plástica.

La Mecánica de la Fractura Elasto-Plástica es muy similar a la Elástico-Lineal, sin embargo, utiliza un parámetro diferente para caracterizar la intensidad de tensión-deformación en el extremo de la fisura, este parámetro es conocido como J, el cual define la intensidad de la tensión y deformación plástica en la región que rodea el extremo de la fisura. Este parámetro es análogo al parámetro K en MFEL y se encuentra en función de la tensión, deformación, tamaño de fisura y geometría de la fisura y componente. La mayor diferencia es que J representa la intensidad del campo elasto-plástico que rodea al extremo de fisura, mientras que K es la intensidad del campo elástico circundante.

Este método se utiliza si la plasticidad en el extremo de la fisura que precede a la fractura o está asociada a la fractura del componente es considerable. Es decir que los efectos de plasticidad deben tomarse en consideración.

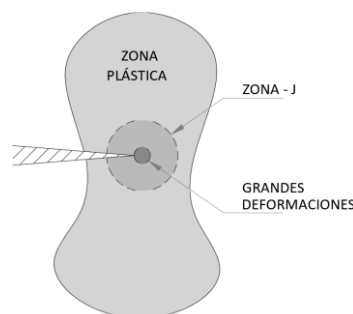


Figura 2.6. - Condiciones de plasticidad.

2.1.3.1. Plasticidad en el frente de grieta

El análisis de tensión elástica lineal de grietas predice tensiones infinitas en el frente de la grieta. En materiales reales, sin embargo, las tensiones en el frente de la grieta son finitas porque el radio del frente de la grieta debe ser finito. La deformación inelástica del material, como la plasticidad en los metales y el agrietamiento en los polímeros, conduce a una mayor relajación de las tensiones del frente de la grieta. El análisis de tensión elástica se vuelve cada vez más inexacto a medida que crece la región inelástica en el frente de la grieta.

Se encuentran disponibles correcciones simples a la mecánica de fractura elástica lineal (MFEL) cuando se produce una deformación moderada en el frente de la grieta, por lo que siempre hay una zona alrededor de esta, en la cual se produce deformación plástica y por lo tanto no hay tensión singular, a esta zona se le conoce como *Zona plástica en el frente de grieta*.

La Figura 2.7 muestra la magnitud de la tensión σ_{yy} en el plano de una grieta ($\theta = 0$) hasta una distancia r_p (que delimita la zona plástica), desde el frente de grieta en la que la tensión es más alta que la tensión de límite elástico σ_{ys} . Esta región de deformación plástica o zona plástica del frente de grieta puede ser estimada, en una primera aproximación, mediante las correcciones de Irwin y Dugdale.

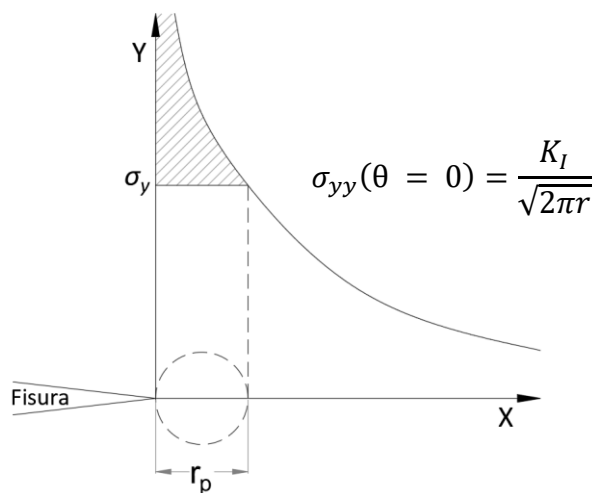


Figura 2.7. - Estado tensional en las proximidades del fondo de fisura.

Para obtener un rendimiento más extenso, se deben aplicar parámetros alternativos de punta de fisura que tengan en cuenta el comportamiento no lineal del material.

El tamaño de la zona de fluencia de la punta de la grieta se puede estimar mediante dos métodos: el método de Irwin, donde se utiliza el análisis de tensión elástica para estimar el límite elástico-plástico, y el modelo de fluencia de la banda. Ambos enfoques conducen a correcciones simples para el rendimiento de la punta de la grieta.

2.1.3.2. CTOD

Cuando Wells [1] en 1961 intento medir valores de KIC para diferentes tipos de aceros, se encontró con la sorpresa de que estos eran demasiado duros para ser caracterizados mediante la mecánica de fractura elástico lineal (MFEL). Durante la examinación de las muestras fracturadas, Wells determinó que las caras de la fisura se habían separado antes de que ocurriera la fractura; La deformación plástica había redondeado una fisura inicialmente afilada, como muestra la figura 2.8.

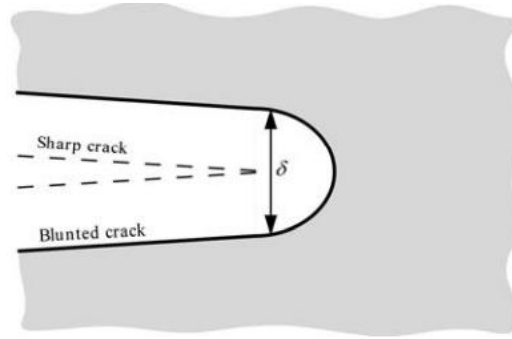


Figura 2.8. - Desplazamiento de apertura de la punta de la grieta CTOD (Crack Tip Opening Displacement). Una grieta inicialmente aguda se embota con deformación plástica, lo que resulta en un desplazamiento finito (δ) en la punta de la grieta.

La cantidad de redondeo de la punta de la grieta aumentó proporcionalmente con la tenacidad del material. Bajo estas observaciones Wells propuso el concepto de apertura de punta de grieta como una cuantificación de la tenacidad a la fractura. Hoy ese parámetro es conocido como CTOD.

En este mismo sentido Irwin [2] propone que la plasticidad en la punta de la grieta hace que la fisura se comporte como si fuera ligeramente más alargada, por lo que, podemos estimar CTOD resolviendo para el desplazamiento en la punta física de la grieta como sigue:

(2.19)

$$\delta = 2u_y \frac{4}{\pi} \frac{K_I^2}{\pi \sigma_{YS} E}$$

Teniendo a δ como CTOD. De forma alternativa, CTOD puede obtener una relación con la tasa de energía necesaria para generar superficie aplicando la ecuación:

(2.20)

$$\delta = \frac{4}{\pi} \frac{G}{\sigma_{YS}}$$

Por lo tanto, en el límite de plastificación a pequeña escala, CTOD está relacionada con G y KI. Finalmente se demostró que el CTOD es un parámetro adecuado para caracterizar la punta de la grieta cuando MFEL no es válida, razón que fue comprobada años más tarde se estableció una única relación de CTOD y la integral J.

2.1.3.3. La integral J

A mediados del siglo XX, Rice [4] aplicó el concepto de plasticidad de deformación, dicho de otra forma, elasticidad no lineal, para el análisis de materiales no lineales agrietados. Demostró que la tasa de liberación de energía no lineal J podría describirse a través de una integral de línea independiente de su trayectoria. A su vez Hutchinson [7], Rice y Rosengren [8] mostraron que J caracteriza de manera única el campo tensional y deformaciones en la punta de la grieta para materiales no lineales. Por lo que, la integral J se interpreta como un parámetro energético y de intensidad de tensiones.

Por lo general, la tasa de liberación de energía se define como la energía potencial que se libera de en una estructura cuando la grieta crece en un material elástico. Sin embargo, una gran parte de la energía de deformación absorbida por un material elasto-plástico no se recupera cuando la grieta crece o la muestra se descarga; una fisura creciente en un material elasto-plástico deja una zona/estela plástica. Por lo tanto, J se relaciona con la diferencia de energía absorbida por muestras con tamaños de grietas vecinos según:

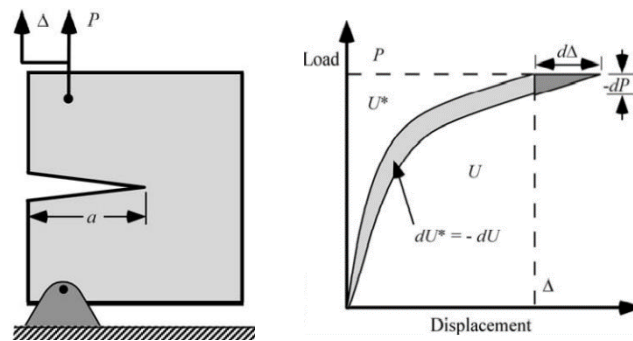


Figura 2.9. – Velocidad de liberación de energía no lineal.

Así mismo se puede considerar la integral J como la ecuación definida por una trayectoria arbitraria en sentido antihorario (Γ) alrededor de la punta de una grieta según la ecuación:

(2.21)

$$J = \int r \left(w dy - T_i \frac{\partial u_i}{\partial x} ds \right)$$

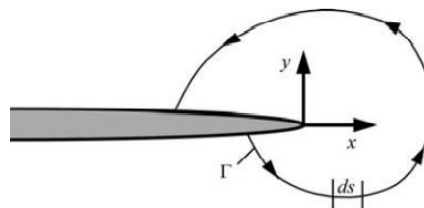


Figura 2.10. - Ruta alrededor de la punta de una grieta.

Donde;

W = Densidad de la energía de deformación.

T_i = Componentes del vector de tracción.

u_i = Componentes del vector de desplazamiento.

d_s = Incremento de longitud a lo largo del contorno Γ .

La integral J es un parámetro ampliamente utilizado para estudiar como se comportan los materiales elasto-plásticos, ya que cuenta con la particularidad de que caracteriza en términos energéticos y tensionales en el contorno del defecto.

2.1.4. Fractura de componentes entallados

Alrededor del siglo XV Leonardo da Vinci [2] realiza los primeros experimentos atribuibles a la mecánica de fractura. Estas primeras aproximaciones establecían reglas cualitativas donde se relacionaban la longitud de los alambres de hierro y su relación inversa a la resistencia del mismo material. Este resultado implicaba que las discontinuidades y defectos gobernaban la resistencia misma del material; A mayor volumen de material existía una mayor probabilidad de encontrar zonas con defectos del alambre.

Fue hasta el año 1920 cuando Griffith estableció una relación más detallada entre fractura y el tamaño de los defectos, aplicando el análisis de tensiones a un agujero elíptico. En su trabajo Griffith [4] aplica la primera ley de la termodinámica para formular los postulados de fractura basados en el balance de energía. Según esta teoría, una grieta se hace inestable y produce la fractura, cuando ocurre un cambio de la energía tensional que resulta de un incremento de la grieta es suficiente para superar la energía superficial del material.

En general, las fisuras se entienden como defectos planos en el cual en el fondo de esta misma el radio se asemeja en la práctica a cero. Por otra parte, cuando se habla de entallas (tenacidad aparente “mayor”) se hace referencias a cualquier otro de concentrador de tensiones en el cual el fondo no es cero, lo que en términos ingenieriles significaría que el campo tensional en el fondo de las entallas es menos severo que en el fondo de las fisuras, además, los micro mecanismos de rotura también varían, promoviendo un rompimiento más dúctil en las entallas en relación con las grietas. El análisis de entallas debe hacerse atendiendo a sus características intrínsecas para evitar conservadurismos excesivos.

La metodología desarrollada por la mecánica de la fractura se basa en la comparación de criterios de resistencia a fatiga del material y la descripción de su energía o campo tensional en el fondo del defecto. El factor de intensidad de tensiones K_I es el parámetro a comparar con los criterios K_{IC} o K_{mat} , estos últimos toman el nombre de tenacidad a la fractura siempre y cuando se cumplan algunas condiciones. Esta metodología es mayormente válida siempre y cuando los procesos que conducen a la fractura del componente están confinados en una zona pequeña alrededor del

fondo del defecto. Este método se ha empleado previamente con éxito para diversa cantidad de materiales metálicos, poliméricos, cerámicos y hormigón, entre otros.

En la actualidad se estudia el comportamiento a fractura de elementos entallados con ayuda de la teoría de las distancias críticas y haciendo uso de diagramas de fallos siempre y cuando se consideren algunos cambios en su formulación debido a la naturaleza de la entalla.

2.1.4.1. Distribución de tensiones en el fondo de entallas

El estado tensional en las proximidades de una entalla depende en general, de la geometría de componente, así como de las fuerzas aplicadas, según el contexto de la teoría de la elasticidad [23]. Las entallas pueden tener diferentes formas, siendo las más comunes las entallas con formas de U y V. En la figura 2.11. Se describen el sistema de coordenadas y los principales parámetros de una entalla en U.

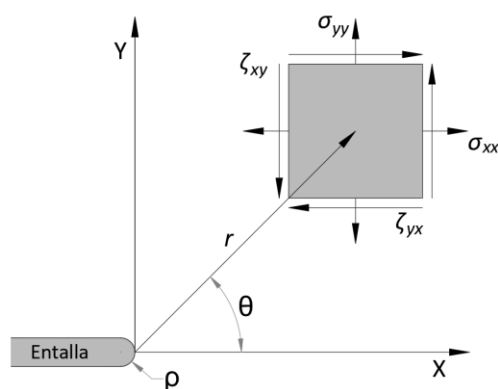


Figura 2.11. - Sistema de coordenadas y símbolos utilizados para el campo tensional.

La tabla 2.1 recoge una serie de expresiones que se han presentado a lo largo de los años para describir la distribución de tensiones en el frente de una entalla (Figura 2.12), donde σ_{yy} es la tensión en el frente de entalla, de acuerdo a plano medio ($\Theta = 0$), σ_N es la tensión neta, σ_{max} la tensión máxima, ρ el radio de entalla, x , la distancia al frente de entalla y K_t el factor concentrador de tensiones (cociente entre la tensión máxima en el fondo del defecto, σ_{max} , y la tensión exterior aplicada σ_N).

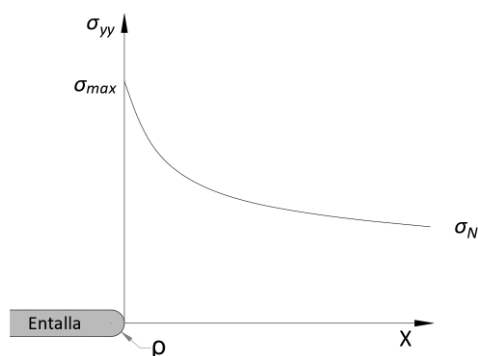


Figura 2.12. - Distribución elástica de tensiones en el frente de una entalla.

Tabla 2.1 - Distribución elástica de tensiones en el frente de una entalla [24].

Autores	Año	Distribución elástica de tensiones
Timosenko y Goodier	1951	$\sigma_{yy} = \sigma_N \left[1 + \frac{1}{2} \left(1 + \frac{x}{2} \right)^{-2} + \frac{3}{2} \left(1 + \frac{x}{2} \right)^{-4} \right]$
Neuber y Weiss	1962	$\sigma_{yy} = \sigma_{max} \sqrt{\frac{\rho}{\rho + 4x}}$
Creager y Paris	1967	$\sigma_{yy} = \frac{K}{\sqrt{2\pi x}} \left(1 + \frac{\rho}{2x} \right)$
Chen y Pan	1978	$\sigma_{yy} = \sigma_{max} \sqrt{\frac{\rho}{\rho + 8x}}$
Usami	1985	$\sigma_{yy} = \frac{\sigma_{max}}{3} \left[1 + \frac{1}{2} \left(1 + \frac{x}{2} \right)^{-2} + \frac{3}{2} \left(1 + \frac{x}{2} \right)^{-4} \right]$
Clinka y Newport	1987	Entalla roma $\sigma_{yy} = \sigma_{max} \left[1 - 2.33 \left(\frac{x}{\rho} \right) + 2.59 \left(\frac{x}{\rho} \right)^{-1.5} - 0.907 \left(\frac{x}{\rho} \right)^2 + 0.037 \left(\frac{x}{\rho} \right)^3 \right]$ Entalla afilada $\sigma_{yy} = \sigma_{max} \left[1 - 0.235 \left(\frac{x}{\rho} \right)^{0.5} - 1.33 \left(\frac{x}{\rho} \right) - 1.28 \left(\frac{x}{\rho} \right)^{1.5} + 0.037 \left(\frac{x}{\rho} \right)^2 \right]$
Kujawski	1991	$\sigma_{yy} = f \sigma_{max} \left[\left(1 + \frac{2x}{\rho} \right)^{-\frac{1}{2}} + \left(1 + \frac{2x}{\rho} \right)^{-\frac{3}{2}} \right]$ $f = \begin{cases} 1, & \frac{x}{\rho} < 0.2 \\ 1 + \frac{\tan\left(\frac{\pi}{2K_t}\right)}{2.8} \left(\frac{x}{\rho} - 0.2 \right), & \frac{x}{\rho} \geq 0.2 \end{cases}$
Bhattacharya y Kumar	1995	$\sigma_{yy} = \sigma_N K_t \sqrt{\frac{\rho}{\rho + 4x}}$ cuando $0 \leq x \leq \frac{\rho}{4} (K_t^2 - 1)$

Las expresiones evidencian que el perfil tensional de una entalla alcanza un máximo finito, de acuerdo a su plano medio.

2.1.4.2. Factor de Intensidad de tensiones de entalla

En una estructura, no se pueden evitar las entallas geométricas como los agujeros. Las entallas están causando una distribución de tensión no homogénea, ver Figura 2.13, con una

concentración de tensión en la “fondo de la entalla”. El factor de concentración de tensiones (teórico), K_t , se define como la relación entre la tensión máxima fondo de la entalla y la tensión nominal (σ_{yy}/σ_N) que estaría presente si no se produjera una concentración de tensiones. En la figura 2.14. Puede verse otro claro ejemplo de la distribución tensional en el fondo de una entalla [25].

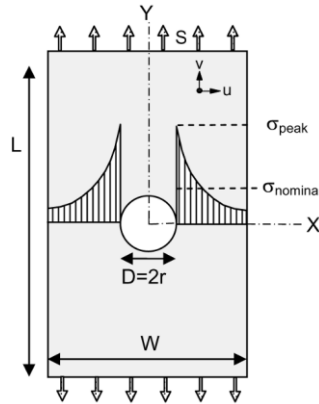


Figura 2.13 - Placa plana con agujero central como prototipo de pieza entallada.

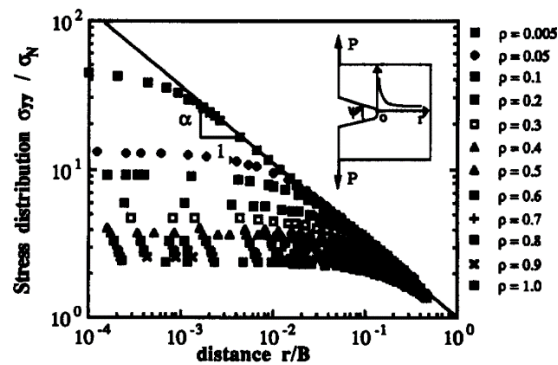


Figura 2.14. - Distribución tensional en el fondo de una entalla, representado en escala doblemente logarítmica.

Donde el eje de abscisas representa el cociente entre la distancia al fondo de entalla, r , y el espesor, B .

La severidad de la concentración de tensión depende de la geometría de la configuración de la entalla, generalmente conocida como la forma de la entalla. Los diseñadores siempre deben intentar reducir las concentraciones de tensión tanto como sea posible para evitar problemas de fatiga.

La distribución tensional en las proximidades de una entalla queda dividida en tres zonas, como se muestra en la figura 2.15.

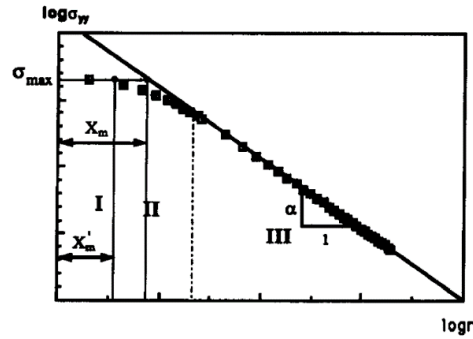


Figura 2.15. – Definición de tres zonas dentro de la distribución de tensiones [25].

- Zona I: Tensión prácticamente constante hasta distancia $r=X'_m$. Cuando $r=0$, la tensión alcanza el máximo, σ_{max} , que se calcula como el producto del factor de concentración de tensiones, K_t y la tensión nominal σ_N . El parámetro X_m corresponde con la distancia al eje vertical del punto de corte entre la prolongación de la recta de la zona III y la recta paralela al eje de abscisas que pasa por la tensión máxima.
- Zona II: Tensión central y se denomina como Zona de Transición.
- Zona III: Tensión varía de acuerdo a la siguiente expresión:

(2.22)

$$\sigma_{yy} = \frac{K_\rho}{\sqrt{2\pi r^\alpha}}$$

Siendo K_ρ el Factor de Intensidad de Tensiones de entalla y α una constante dependiente del radio de entalla, ρ (para entallas en formas de U, α es aproximadamente 0.5).

Esto quiere decir que la intensidad del campo tensional se cuantifica a través de Factor de Intensidad de Tensiones de entalla, conocido por sus siglas en inglés NSIF (Notch Stress Intensity Factor o K_ρ) [26] el cual además de usarse para describir el campo tensional en una entalla, también se usa para caracterizar la tenacidad aparente de un material, que aumenta con el radio de entalla, como se observa en la figura 2.16 [26].

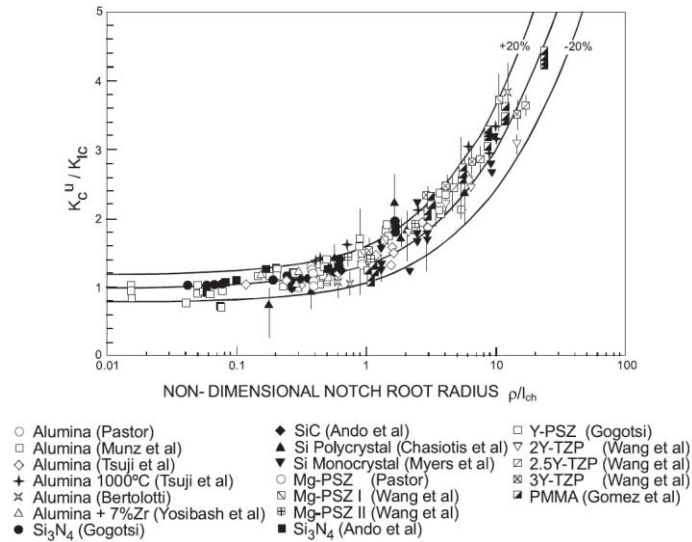


Figura 2.16. - Evolución de la tenacidad a aparente a fractura con el radio de entalla [26].

Se pueden diferenciar dos criterios de fractura, a partir de conocer la distribución tensional en el frente de la entalla y sabiendo que no existe una singularidad tensional en el frente de la entalla, estos criterios son; el criterio global y los criterios locales [25][27].

2.1.4.3. Criterio de fractura global

El criterio de fractura global es análogo al enfoque ordinario de la Mecánica de la Fractura y establece que el fallo sucede cuando el Factor de Intensidad de tensiones de entalla, K_p , alcanza un valor crítico, K_p^c , como se muestra en la siguiente expresión:

(2.23)

$$K_p = K_p^c$$

Donde el parámetro K_p^c , representa la tenacidad a fractura en componentes con entallas y depende del material y del radio de entalla. Aunque su enfoque tiene un significado físico incuestionable, su aplicación es limitada, debido a la ausencia de soluciones analíticas para K_p y la falta de procedimientos experimentales normalizados para la obtención de K_p^c .

2.1.4.4. Criterio de fractura locales

A lo largo de la historia, se ha propuesto muchos criterios de fractura local con la finalidad de predecir el fallo en componentes con fisuras y entallas, estos criterios se basan en el campo tensional y deformacional en las proximidades de la entalla [28][25][29].

Pluvillage [30] propone que para que el fallo se produzca en un componente entallado, la tensión a lo largo de una cierta distancia a la que denominó distancia efectiva o X_{ef} , debe ser mayor que la resistencia del material (denominado σ_f), la cual representa la distancia desde el frente de grieta hasta el límite entre la Zona II y la Zona III, como se ilustra en la figura 2.17 y está localizada en una

zona de tensiones elevadas en la cual el gradiente de tensiones es reducido. La tensión que hacía cumplir esta condición se llamó tensión efectiva o σ_{ef} ,

$$\frac{1}{X_{ef}} \int_0^{X_{ef}} \sigma(r) dr = \sigma_f$$

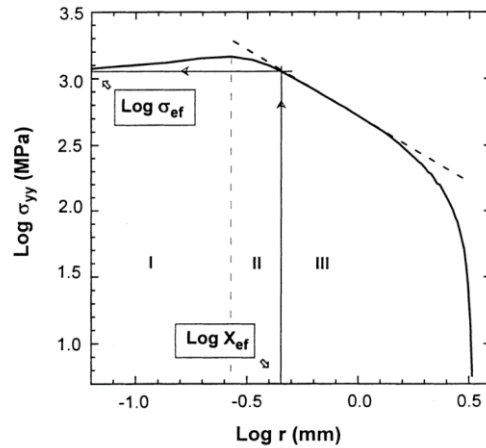


Figura 2.17. - Distribución de tensiones normales para definir las zonas de daño local [30].

Elayachi [31] propone una expresión para el Factor de Intensidad de Tensiones de entalla crítico, K_{cp} , de acuerdo a la siguiente expresión:

(2.24)

$$K_{cp}^c = \sigma_{ef} \sqrt{\pi X_{ef}}$$

Kim et al. Demostró que la distancia efectiva X_{ef} es una función lineal del radio de entalla y además utilizó el modelo de las tensiones medias críticas para establecer una relación entre la tenacidad a fractura del material (K_{IC} o K_{mat} de forma general), y la tenacidad a fractura aparente K_{mat}^N , tal cual se muestra en la siguiente ecuación:

(2.25)

$$\frac{K_{mat}^N}{K_{IC}} = \sqrt{1 + \frac{\rho}{2X_{ef}}}$$

Por lo tanto, se puede decir que el modelo de tensión media crítica permite predecir el comportamiento de materiales entallados a partir de parámetros obtenidos en condiciones fisuradas. Y cabe mencionar que después de determinado valor de radio de entalla, la tenacidad a fractura aparente deja de crecer y permanece constante.

A pesar de existir varios criterios de fractura teóricos para analizar componentes con entallas, ninguno de ellos ha establecido una forma que permita su estudio a través de procedimientos normalizados.

En este trabajo se definirán bases teóricas del efecto entalla en el ámbito de la Fisuración Inducida por el ambiente, partiendo de los criterios establecidos y validados en los análisis a fractura y fatiga y además se estudiará una metodología de análisis para componentes entallados en presencia de ambientes agresivos, obteniendo los datos experimentales que nos permitan validar la información teórica establecida.

2.2. TEORÍA DE LAS DISTANCIAS CRÍTICAS

2.2.1. Introducción

Para dar continuidad, en esta sección se describirá la Teoría de Distancias Críticas (TDC), donde primeramente se introduce la historia de este término, para conocer su origen, y posteriormente se explica en detalle en qué consiste y cuáles son las metodologías que lo componen.

Las características de entalla a menudo generan influencias críticas en la vida útil de fatiga de los componentes de ingeniería, que merecen especial atención para garantizar su integridad estructural y confiabilidad. La TDC proporciona una forma sencilla de evaluar la vida útil de fatiga de los componentes con entallas sin extraer campos de tensión complicados dentro de las proximidades de la entalla, prediciendo el efecto de estas y de otros concentradores de tensiones en las evaluaciones a fractura y fatiga de los materiales, es decir; estimaciones de las cargas de rotura o de tamaños máximos de defectos admisibles. Cabe decir que la TDC agrupa un conjunto de metodologías que se basan en la definición de una longitud L dependiente del material, siendo las más aplicadas; Método de la Línea y Método del Punto, los cuales serán explicados a mayor detalle en esta sección específica.

A diferencia de la Mecánica de la Fractura Elástico-lineal, la TDC depende de dos parámetros; la longitud crítica L y la resistencia a fractura o K_{mat} , y en este trabajo de final de máster se describe el marco conceptual de la TDC, así como sus metodologías de análisis a fractura y fatiga de componentes entallados para posteriori estudiar el fenómeno de la Fisuración Inducida por Ambiente de manera análoga a los anteriores análisis.

2.2.2. Historia

La TDC surge gracias a un interesante fenómeno que ocurre muy a menudo en la ciencia; el repetido descubrimiento de la misma idea y su desarrollo paralelo en diferentes campos. Es decir, ha sido descubierto muchas veces por investigadores que en su mayor parte ignoraban las actividades de los demás, porque estaban estudiando diferentes materiales o diferentes modos de falla.

La historia [32] inicia en los años 1930 con Neuber [33] en Alemania y Peterson [34] en los Estados Unidos, ambos investigadores estaban interesados en predecir fallas por fatiga en componentes metálicos entallados bajo esfuerzos cíclicos. Sus ideas fueron desarrolladas en los años 1950 y

descritas en dos importantes publicaciones, el trabajo seminal de Neuber; Kerbspannungslehre [35] y la contribución de Peterson al libro de Fatiga de Metal [36], en la figura.... muestra diagramas de ambas publicaciones que ilustran el principio de las distancias críticas.

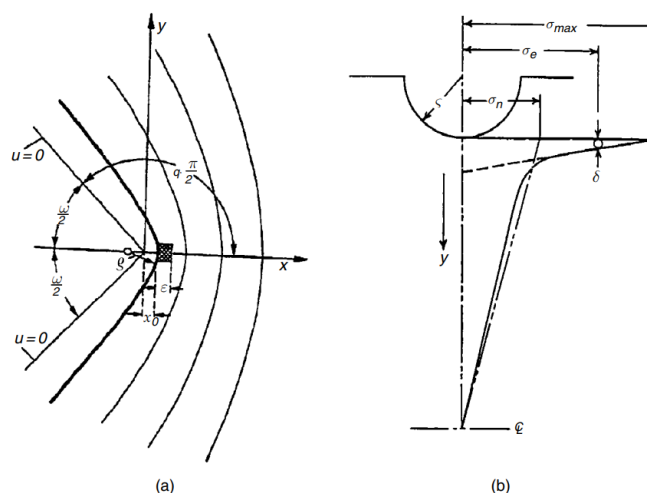


Figura 2.18. - Esquemas que ilustraron por primera vez la distancia crítica: (a) Método de la Línea de Neuber [35], siendo ϵ la distancia crítica y (b) Método del Punto de Peterson [37], donde emplea el símbolo δ para representar la distancia crítica.

Neuber inventó el método que ahora llamamos el Método de la Línea o LM, por sus siglas en inglés (Line Method), en el que la tensión elástica se promedia sobre una distancia crítica desde el fondo de la entalla. Es interesante notar que, para Neuber, la motivación inicial de esta idea no fue predecir el fracaso por fatiga sino comprobar que las teorías clásicas para predecir las tensiones elásticas en los cuerpos eran erróneas en situaciones donde la curvatura presentaba una curvatura elevada y un alto gradiente de tensiones [32].

Se conoce que los materiales no son verdaderamente continuos, pero en muchos casos está permitido utilizar la mecánica continua porque la escala del problema es mayor que la de cualquier falta de homogeneidad del material, sin embargo, Neuber propuso una solución a la falta de homogeneidad del material, la cual fue calcular las tensiones utilizando la teoría clásica y luego promediarlas sobre la longitud de la partícula estructural: esta es la longitud a la que ahora nos referimos como $2L$. En trabajos posteriores, pasó a utilizar esto como base para predecir el comportamiento de fatiga. Peterson conocía el trabajo de Neuber, pero eligió una solución ligeramente diferente, utilizando el estrés en un solo punto. Este es el método al que ahora nos referimos como PM, con la distancia crítica de Peterson correspondiente a $L/2$.

Estos dos pioneros de la TDC enfrentaron dos grandes problemas en usar estos métodos. El primer problema fue qué valor atribuir a la distancia crítica. Peterson especuló que podría estar relacionado con el tamaño del grano, pero esto planteó algunas dificultades de medición por lo que, al igual que Neuber, eligió determinar el valor de distancia crítica empíricamente, ajustando las predicciones de fatiga a los datos. Sin embargo, señaló que para una clase particular de

materiales (por ejemplo, aceros) el valor de la distancia crítica parecía estar inversamente relacionado con la resistencia del material. El segundo problema al que se enfrentaron en ese momento era la estimación precisa de las tensiones en componentes reales. Gracias a Neuber y otros, existían soluciones elegantes para varias geometrías de entalla estándar, pero estas solo serían aproximaciones a las características en componentes reales[32]. Para evitar este problema, se hizo uso del hecho de que las tensiones locales están determinadas en gran medida por el radio de la entalla: conociendo esto, y el factor K_t , se puede lograr un análisis de tensiones aproximado razonable y, por lo tanto, se puede utilizar con el Método del Punto y el Método de la Línea.

Esto conduce a ecuaciones empíricas que involucran a K_t y el radio de entalla, ρ , para predecir la verdadera disminución del límite a fatiga, el factor de concentración de tensiones, K_t y el factor de reducción de resistencia a fatiga K_f . La ecuación de Neuber fue la siguiente:

(2.26)

$$K_f = 1 + \frac{K_t - 1}{1 + \sqrt{\frac{\rho'}{\rho}}}$$

Donde el parámetro de Distancia crítica está denotado por ρ' , sin embargo, Peterson presentó una ecuación un poco diferente:

(2.27)

$$K_f = 1 + \frac{K_t - 1}{1 + \frac{\rho''}{\rho}}$$

En este caso la distancia crítica se denota con ρ'' , además de se encontró que esta constante es depende un poco de K_t . Estas fórmulas representaron intentos realistas de utilizar PM y LM, dada la tecnología de la época; sin embargo, tienen varias limitaciones importantes. Aparte del hecho de que se basan en un análisis aproximado de tensiones, requieren una estimación de K_t que, en la mayoría de los componentes, no será una cantidad definible, ya que para definir K_t se debe definir una tensión nominal, la tensión que se produciría si la entalla no estuviera presente [32]. Las tensiones nominales no tienen significado para la mayoría componentes. Además, estas ecuaciones se descomponen a medida que ρ se acerca a cero, dando predicciones poco fiables para entallas afiladas.

En la década de 1960, los trabajos de Neuber y Peterson fueron muy usados para problemas de fatiga en metales, además de que por primera vez fueron usados para la predicción de Fractura Frágil usando la distancia interatómica, como la distancia crítica.

En 1974 los investigadores Whitney y Nuismer desarrollaron teorías muy similares al PM y LM (a los que llamaron Método de Tensión Puntual y Método de Tensión Media), para predecir el efecto del tamaño del agujero y la longitud de la entalla en la resistencia estática de los laminados compuestos de fibra larga, esto como parte de su investigación sobre; Falla monótona de los

materiales compuestos de fibra. Además, estos investigadores dieron un paso crucial al vincular ambos métodos con la MFEL, haciendo posible expresar la distancia crítica como una función de la Resistencia a Fractura K_{mat} , además de relacionar ambas distancias críticas con ambos métodos.

Aunque la derivación teórica es idéntica e igualmente válida para HCF (High Cycles Fatigue), este vínculo no se estableció hasta una década después cuando Tanaka [38] presentó la relación teórica, pero sin datos experimentales que permitieran comprara para avalar, por la misma razón su planteamiento fue ignorado hasta finales de la década de los años 1990, cuando Taylor, Lazzarin y Wang, inconscientemente validaron con datos experimentales, que era posible predecir los el límite de fatiga de muestras que contienen entallas y grietas de diferentes tamaños.

A partir de década de los 80 la TDC puede ser usada en materiales diferentes a los metales, gracias a los investigadores Kinloch y Williams [39], quienes, en su búsqueda por entender el efecto de la punta de grieta afilada en la Resistencia a Fractura, desarrollaron un método que esencialmente era el Método del Punto, pero con una importante variación; donde el parámetro de tensión crítica σ_0 , es diferente de la tensión de rotura del material σ_{UTS} . Este avance permitió el uso de la TDC en otro tipo de materiales.

Hoy en día los Métodos del Punto y de la Línea están siendo aplicados en tres diferentes campos; Fractura Frágil en materiales cerámicos, Fractura Frágil en metales y Fatiga en Polímeros [32].

2.2.3. Análisis y parámetros de la TDC

La TDC agrupa diferentes métodos que poseen características en común, las cuales se usan para realizar predicciones de la resistencia a fractura de un material en presencia de defectos con radio finito. La TDC, aplica un análisis elástico-lineal para obtener el campo tensional y deformacional en las proximidades del defecto, sin embargo, cabe destacar que en las entallas afiladas este procedimiento es poco objetivo, ya que causa campos tensionales elevados que se alejan del comportamiento elástico-lineal, pero en estas situaciones aún puede usarse la TDC con una buena precisión, si se realizan las correcciones necesarias [40]. Incluso los investigadores Susmel y Taylor [41], han demostrado que la TDC proporciona buenas predicciones trabajando en campos elasto-plásticos de tensiones.

Como se mencionó anteriormente la TDC utiliza dos parámetros; la resistencia Fractura del material K_{mat} y la distancia crítica L , para expresar analíticamente una evaluación a Fractura como se muestra a continuación:

(2.28)

$$L = \frac{1}{\pi} \left(\frac{K_{mat}}{\sigma_0} \right)^2$$

Donde la σ_0 es el otro parámetro característico de la TDC, denominado como tensión inherente y que generalmente es mayor que el valor de la tensión de rotura σ_{UTS} , (cuando se trabaja con metales), por lo cual se requiere de calibración experimental o también se puede calibrar a través

de un análisis tensional. En la ecuación anterior se puede observar la relación establecida entre la tenacidad a fractura del material y las dos constantes propias de la TDC.

De manera análoga, en los análisis a fatiga se puede definir una expresión para el cálculo de la distancia crítica que, en este caso, dependerá de ΔK_{th} (umbral de propagación de grietas por fatiga) y de $\Delta\sigma_0$ (límite de fatiga)[42]

(2.29)

$$L = \frac{1}{\pi} \left(\frac{\Delta K_{th}}{\Delta\sigma_0} \right)^2$$

Los valores frecuentes de L, para una gran casuística de materiales y de procesos de fallo, se encuentran en un rango que oscila desde micrómetros hasta milímetros, no obstante, el valor de este parámetro puede ser tan pequeño como la distancia interatómica [43] o elevarse hasta valores del orden de metros [44].

2.2.4. Metodologías

La TDC no es un método, sino un grupo de métodos, los cuales tienen ciertas características en común, principalmente el uso de un parámetro de longitud del material, la distancia crítica L. Destacan 4 métodos: Método del Área, Método del Volumen [32] y los métodos que se aplicarán en este trabajo; Método del Punto (PM), y Método de la Línea (LM), basados en el campo tensional en las proximidades del defecto y los cuales se desarrollan a continuación.

2.2.4.1. Método del Punto

El PM, la forma más simple del TCD, utiliza un criterio de falla que se puede establecer de la siguiente manera: 'La falla ocurrirá cuando la tensión a una distancia L/2 del frente del defecto sea igual a σ_0 (tensión inherente). Poniéndolo en forma matemática, la predicción de PM se puede escribir como:

(2.30)

$$\sigma(L/2) = \sigma_0$$

Por consiguiente, se puede utilizar el PM para predecir la resistencia a Fatiga, de acuerdo a la expresión:

(2.31)

$$\Delta\sigma(L/2) = \Delta\sigma_0$$

Donde $\Delta\sigma_0$ es el límite a fatiga.

Cabe decir que, para materiales como metales y polímeros, σ_0 , toma valores que superan la tensión de rotura, y que la tensión inherente en todo caso es un parámetro del material.

A través del Método del Punto, se pueden calibrar las constantes L y σ_0 de un determinado material, para hacer esto posible, basta con ensayar dos probetas iguales cambiando los radios de entalla. Los perfiles tensionales de estas dos probetas, en el momento del fallo, han de cortarse en un punto cuyas coordenadas son $(L/2, \sigma_0)$. De esta manera quedan determinados los parámetros de la TDC a través del PM.

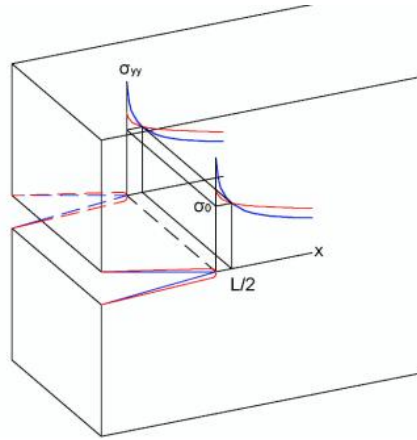


Figura 2.19. - Definición de los parámetros de la TDC a través de las curvas tensión-distancia al frente de entalla. Método del Punto.

En la figura 2.19, se representan los parámetros de la TDC manera gráfica, de acuerdo a la definición del PM.

Se debe destacar que la capacidad de resistencia a fractura de un material en presencia de entallas, es mayor que con fisuras. Para predecir este aumento, la TDC parte de la hipótesis propuesta por Creager y Paris [45], en la que asimilan el campo tensional en el frente de la entalla al existente en el fondo de una fisura pero desplazado cierta distancia (correspondiente a la mitad del radio de entalla, $\rho/2$) en el plano de propagación de la grieta, resultando la expresión:

(2.32)

$$\sigma(r) = \frac{K \sqrt{2(r + \rho)}}{\sqrt{\pi} (2r + \rho)^{3/2}}$$

Donde r es la distancia al fondo de entalla, ρ es el radio de entalla y K es el factor de intensidad de tensiones para una fisura de igual longitud que la entalla. Para obtener la tenacidad a fractura aparente en función del radio de entalla, K_{mat}^N , basta con combinar el campo de tensiones dado en la ecuación (2.31), con el criterio de fractura del PM, expresión (2.29), obteniendo como resultado:

(2.33)

$$K_{mat}^N = K_{mat} \frac{\left(1 + \frac{\rho}{L}\right)^{\frac{3}{2}}}{\left(1 + \frac{2\rho}{L}\right)}$$

2.2.4.2. Método de la Línea

En el LM, se usa la misma ruta de enfoque, como se definió anteriormente para el PM. Sin embargo, en este caso, se establece que cuando la tensión media a lo largo de una distancia igual a $2L$ desde el fondo de la entalla alcanza el valor de la tensión inherente, σ_0 , se produce el fallo. La expresión matemática que expresa este criterio es la siguiente:

(2.34)

$$\frac{1}{d} \int_0^d \sigma(r) dr = \sigma_0$$

En la siguiente figura [46], donde se ilustra el método, se observa cómo el área bajo la curva que define el perfil de tensiones a lo largo de una distancia igual a $2L$ ha de coincidir con σ_0 para que se produzca el fallo.

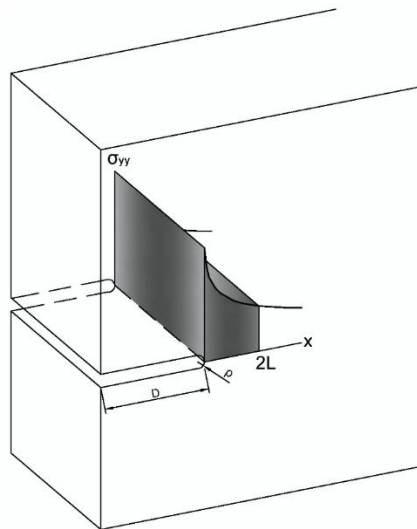


Figura 2.20. - Definición de los parámetros de la TDC a través de la curva tensión-distancia al frente de entalla. Método de la Línea.

Tanto el PM como el LM ofrecen predicciones idénticas en situaciones en las que no hay presencia de defectos o en las que esos defectos son fisuras. No obstante, las predicciones para componentes entallados presentan ciertas diferencias que, en todo caso, no son significativas desde el punto de vista práctico.

Análogamente al PM, para predecir los valores de K_{mat}^N a través de LM, se combinan las expresiones del campo tensional de Creager-Paris, ecuación (2.31), con el criterio de fallo del LM, en la que la situación de rotura es, $K_I = K_{mat}^N$ (ecuación 2.33), obteniendo la siguiente expresión:

(2.35)

$$K_{mat}^N = K_{mat} \sqrt{1 + \frac{\rho}{4L}}$$

2.3. FISURACIÓN INDUCIDA POR EL AMBIENTE

El término Fisuración Asistida por el Ambiente (FIA) [47], agrupa los procesos de fisuración subcrítica con apariencia, en general, frágil que resultan de la acción combinada de tensiones aplicadas o residuales y de la degradación general o local, producida por un ambiente agresivo en materiales susceptibles a este. Aun cuando los procesos de degradación de un material debido a la agresividad del ambiente presenten cinéticas muy lentas y las tensiones de trabajo no superen el límite elástico, la acción combinada, sinérgica de ambos fenómenos puede provocar procesos de fisuración creciente que conducen a roturas bruscas inesperadas. La tensión que ha de ser superada para que se produzca la FIA, se le conoce como; Tensión Umbral σ_{EAC} y su valor cambiará aún para un mismo material, ya que depende de la dualidad-material-ambiente, por lo tanto, cada caso debe ser estudiado como único.

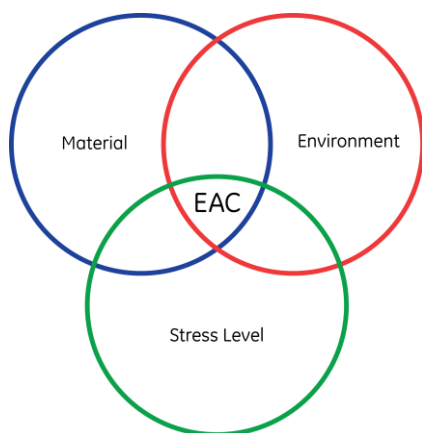


Figura 2.21. - Factores necesarios para la existencia de Fisuración Inducida por Ambiente (FIA).

La FIA [16], es un problema común en una variedad de industrias. En la industria del petróleo, por ejemplo, la FIA es omnipresente. Las plataformas marinas son susceptibles a la fatiga asistida por corrosión. Los equipos de las refinerías y plantas petroquímicas están expuestos a una miríada de entornos agresivos que provocan agrietamiento por corrosión bajo tensión y fragilización por hidrógeno.

Existen problemas similares en otros entornos, incluidas las plantas de energía fósil y nuclear, las plantas de pulpa y papel, los barcos, los puentes y los aviones. La FIA puede ocurrir incluso cuando

no hay signos visibles de corrosión. La literatura publicada está llena de datos experimentales, así como de modelos teóricos que intentan explicar los fenómenos de agrietamiento ambiental. No hay escasez de controversia en la literatura sobre FIA. No es raro encontrar dos artículos que presentan datos o modelos que se contradicen directamente entre sí.

Este acápite presenta una descripción general de un tema muy complejo. La atención se centra en los aspectos de la FIA que son relevantes para un especialista en mecánica de fracturas y se introducen los diversos mecanismos para la FIA.

2.3.1. Corrosión Bajo Tensión

La Corrosión Bajo Tensión, conocida por sus siglas en inglés como SCC (Stress Corrosion Cracking), se refiere a la propagación de grietas impulsada por una reacción de corrosión anódica en la punta de la grieta, y presentan tres fases; iniciación, propagación de fisuras y ruptura. La primera de las cuales puede no ser necesaria si el material presenta un estado de fisuración inicial suficiente para sustentar las condiciones locales que establecen la propagación en SCC. Ni una ni otra, iniciación y propagación, están asociadas a un mecanismo único que explique su fenomenología. Los mecanismos que operan bajo distintas condiciones y materiales son diversos, ya que no hay reglas generales que se puedan aplicar a un material o ambiente específicos. Un mismo material puede exhibir formas de roturas diferentes dependiendo del ambiente, o incluso para un mismo ambiente tras distintos tratamientos térmicos [47].

La grieta se propaga porque el material en la punta de la grieta es consumido por la reacción de corrosión. En muchos casos, el SCC ocurre cuando hay poca evidencia visible de corrosión general en la superficie del metal y comúnmente se asocia con metales que exhiben una pasividad sustancial. Para que la grieta se propague por este mecanismo, la velocidad de corrosión en la punta de la grieta debe ser mucho mayor que la velocidad de corrosión en las paredes de la grieta.

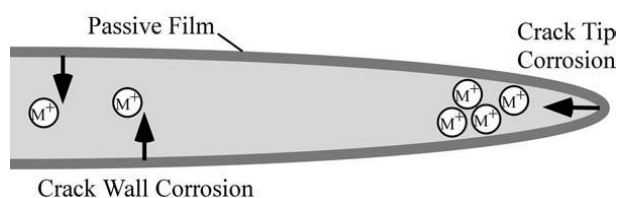


Figura 2.22. - Ilustración simple de SCC anódico. La velocidad de corrosión de la punta de la grieta debe ser mucho mayor que la velocidad de corrosión en las paredes de la grieta. Tal condición requiere que se forme una película pasiva en las paredes de la grieta.

Si las caras de la grieta y la punta de la grieta se corroen a velocidades similares, la grieta se desprenderá. En condiciones favorables para el SCC, se forma una película pasiva (generalmente un óxido) en las paredes de la grieta. Esta capa protectora suprime la reacción de corrosión en las caras de las grietas. Las altas tensiones en la punta de la grieta hacen que la película protectora se

rompa localmente, lo que expone la superficie del metal al electrolito, lo que provoca la propagación de la grieta debido a la disolución anódica.

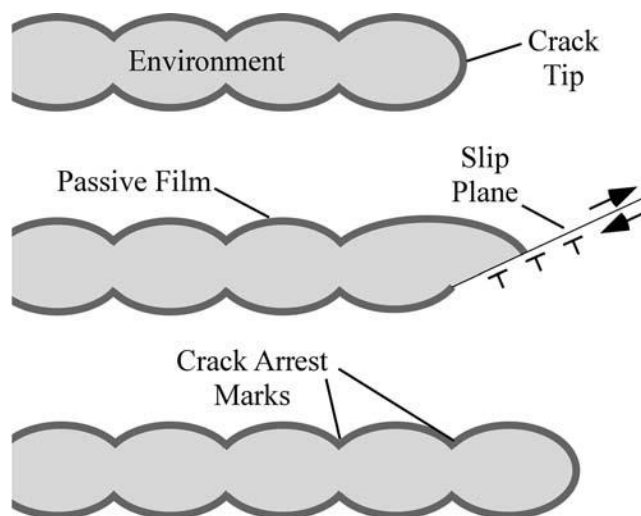


Figura 2.23. - Versión alternativa del modelo de ruptura de película, donde el crecimiento de grietas es discontinuo. La punta de la grieta vuelve a pasivarse después de un pequeño avance de la grieta. Tomado de Jones, R.H. (ed.), *Stress-Corrosion Cracking: Materials Performance and Evaluation*. ASM International, Metals Park, OH, 1992.

La fisuración propia de CBT es generalmente de aspecto frágil a escala macroestructural, sin embargo a escala local puede estar asociada a diferentes mecanismos de rotura, tanto frágiles, intergranulares o transgranulares por cuasiclivajes, como dúctiles, coalescencia de microhuecos o desgarro plástico, aún para la misma dualidad material-ambiente, ante modificaciones microestructurales o de concentración de agentes agresivos [47].

En la fase I la velocidad de agrietamiento es muy sensible a la K aplicada, es decir que la tasa de crecimiento de la grieta se controla mediante procesos de deformación en la punta. Por debajo del umbral, la deformación plástica en la punta de la grieta es insuficiente para romper la película protectora y la velocidad de la grieta es insignificante, sin embargo, los procesos de SCC en la fase II, muestran un comportamiento donde la velocidad de la fisura es independiente de la K aplicada, es decir que en esta fase la velocidad de crecimiento de la fisura, está controlada por factores químicos [16].

La Mecánica de Fractura juega un papel preponderante en la caracterización de estos procesos en atención a su capacidad de establecer las condiciones propias del fondo de fisura en función del estado de cargas, de la geometría, del estado de fisuración y de las propiedades del material.

2.3.2. Fragilización por Hidrógeno

La Fragilización por Hidrógeno (FH), es un proceso de fisuración subcrítica, debido a mecanismos de rotura local, causados por la presencia de hidrógeno que ha penetrado en el material desde el ambiente exterior, difundido por su estructura y concentrado de forma diferencial en los diferentes elementos microestructurales del material y por la existencia de un estado tensional

apropiado [47]. El FH Reduce significativamente la ductibilidad y la capacidad resistente de los materiales y es capaz de causar la rotura y fallo catastróficos con tensiones por debajo del límite elástico [48].

En 1870 cuando se conocieron los efectos perjudiciales que el ambiente producía en el acero y a esto le llamaban Hidrógeno en los espacios que impide el movimiento de las moléculas de hierro [49] y desde entonces se ha tratado de caracterizar y entender este fenómeno, pero ha sido hasta las últimas 5 décadas que se ha avanzado en su estudio, gracias a los avances tecnológicos [50]. La FH es un mecanismo muy común de la FIA. Gangloff sugiere la propagación de grietas debido a la FH debería ser dividida en 2 categorías; Fisuración asistida por hidrógeno conocida por sus siglas en inglés como HEAC (Hydrogen-Environment-Assisted Cracking) y fisuración interna asistida por hidrógeno, conocida como IHAC (Internal Hydrogen Assisted Cracking), la figura 2.24, ilustra ambos tipos de agrietamiento. La diferencia clave entre ambas categorías es la fuente del hidrógeno[16].

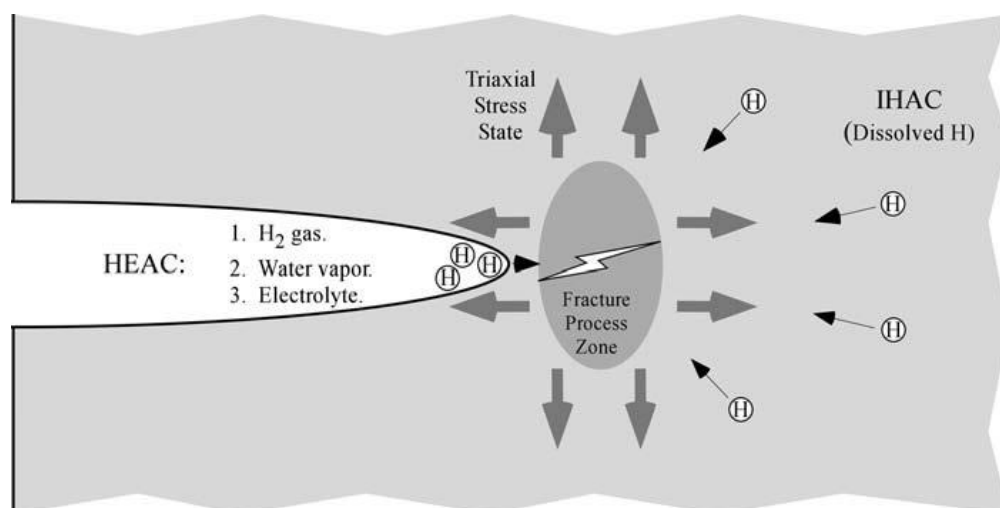


Figura 2.24. - Agrietamiento ambientalmente asistido impulsado por fragilización por hidrógeno. La fisuración asistida por hidrógeno (HEAC), proporciona hidrógeno atómico a la zona del proceso de fractura mediante una reacción superficial en la punta de la fisura. Con la fisuración asistida por hidrógeno interno (IHAC), el hidrógeno disuelto en el material a granel se difunde a la zona de proceso. [51]

Tanto en HEAC como en IHAC, el hidrógeno se concentra en la zona del proceso de fractura cerca de la punta de la grieta.

El alto grado de triaxialidad de la tensión cerca de la punta de la grieta hace que la red cristalina se expanda, lo que aumenta la solubilidad del hidrógeno localmente. La alta concentración local de hidrógeno hace que la zona de proceso se vuelva quebradiza. Esta fragilización, junto con las altas tensiones locales, da como resultado microfisuras en la zona de proceso. Las microgrietas que se forman en la zona de proceso se unen con la grieta principal, lo que provoca la extensión de la grieta. La fisura principal se propaga con el tiempo, ya que los procesos locales de absorción de hidrógeno y microfisuración se producen de forma continua.

La ubicación precisa de la microfisura es controvertida, pero es probable que se encuentre en algún lugar entre la superficie de la punta de la fisura y varios desplazamientos hacia adentro de la abertura de la punta de la fisura. Debido a las diferentes fuentes de hidrógeno, la microfisuración probablemente ocurre más cerca de la punta de la grieta para HEAC que para IHAC.

El término utilizado cuando la FH se produce por cargas cíclicas es “Fatiga Asistida por Hidrógeno”, depende del tiempo lo que conduce a un efecto de frecuencia [16].

2.3.3. Ensayos de caracterización

Los procesos de FIA de los componentes en servicio pueden causar daños catastróficos, es por ello que es importante prevenirlos. El daño por FIA que se origina en los materiales debido a la acción de un ambiente agresivo a un componente bajo condiciones de carga, viene asociado a una serie de diferentes efectos sobre el material, entre los que se encuentra la alteración de sus propiedades mecánicas, y por las cuales los investigadores han ido proponiendo normativas y procedimientos para el análisis de estos casos. Entre estas propuestas surgen los ensayos de laboratorio, aunque debido a la falta de enfoques analíticos genéricos que elaboren predicciones del comportamiento del material en un ambiente determinado, estos vienen apoyados de la experiencia de los investigadores. Cabe destacar que los ensayos en laboratorio a corto plazo son extrapolables para predecir casos a largo plazo. Estos ensayos se basan en aplicar tensiones a una probeta (componente representativo del material), expuesto en un ambiente agresivo para ese material, de manera que se puedan obtener los parámetros requeridos para predecir el comportamiento del componente en servicio.

Debido a la fiabilidad que tienen estos ensayos, se deben realizar de la manera más real posible, tanto con la dualidad material-ambiente, así como otras situaciones específicas que se puedan presentar en la vida real (por ejemplo, la temperatura).

Desde el conocimiento del problema numerosos tipos de ensayos y de probetas han sido utilizados para la caracterización de estos procesos de fisuración, determinando la resistencia, o su inversa la susceptibilidad, de los materiales a los mismos. Los primeros ensayos realizados, con anterioridad a 1965, se basaron siempre en someter probetas representativas del material a un estado tensional en un ambiente agresivo y cuantificar la sensibilidad del material mediante la determinación del tiempo de rotura de las mismas [52]. Estos ensayos pueden realizarse bajo carga o desplazamiento constante, finalizando en todo caso con la rotura completa de la probeta o tras la espera del tiempo adecuado que, de acuerdo con el proceso en estudio, la geometría de la muestra y el tipo de ensayo, garantice que el proceso de fisuración no se desarrolla. El alcance de estos ensayos es la determinación del estado tensional o de deformaciones máximo admisible para evitar fenómenos de fisuración inducida y la consiguiente rotura.

Este tipo de caracterización que, en el mejor de los casos, permite un tratamiento estadístico de los resultados mediante el análisis de la relación entre la tensión o la deformación aplicada y el

tiempo de rotura, tiene importantes limitaciones. En primer lugar, el tiempo de rotura no es considerado como un parámetro de diseño útil, ya que es totalmente dependiente de la geometría de la muestra. En segundo, existe una pobre reproductividad de resultados, debido a efectos superficiales de las probetas. No hacen distinción entre los procesos de iniciación y propagación de la grieta [47].

El salto cualitativo más importante en la caracterización de la FIA en general se produjo gracias al desarrollo de la Mecánica de Fractura Elástica Lineal (MFEL) en los años 60 y con el desarrollo de las técnicas de ensayo con baja velocidad de deformación (SSRT) en los años 70. La aplicación de la MFEL a los resultados obtenidos sobre probetas prefisuradas cubre las limitaciones de los ensayos realizados bajo sollicitación constante en probetas lisas en lo referente a la caracterización de la fase de propagación. La aplicación de los ensayos de baja velocidad de deformación, o de tracción lenta, se impuso por su sencillez, a pesar de haberse ya comprobado en 1958 [53] que la susceptibilidad de un material a ser fisurado en un determinado medio es dependiente de la velocidad de deformación.

2.3.3.1. Ensayos de tracción uniaxial

El caso más típico es la caracterización de un material mediante el ensayo de tracción uniaxial, en el cual una muestra o probeta del material con una geometría determinada es ensayada en condiciones controladas mediante una máquina de tracción. La probeta se sujeta firmemente en ambos extremos por medio de las mordazas de la máquina, y mientras uno de estos extremos permanece fijo el otro es sometido a un desplazamiento determinado (normalmente cuasiestático) hasta que se llega a la rotura de la muestra. El objetivo de este ensayo es cuantificar el valor de la tensión, por debajo de la cual no se produce la rotura del material en el ambiente de ensayo (σ_{EAC}). Así, la tensión puede ser obtenida a partir de la medida de la fuerza de tracción ejercida dividida por el área de la probeta, mientras que la deformación se puede obtener midiendo el incremento de longitud que sufre la probeta a lo largo de un tramo longitudinal de la misma que se toma como referencia (longitud calibrada). La Figura 2.25 muestra la configuración de un ensayo de tracción uniaxial en ambiente agresivo bajo condiciones de deformación constante.



Figura 2.25. - Dispositivo de ensayo de tracción uniaxial en condiciones de FIA. [54]

Los ensayos de tracción son instrumentados de manera conveniente para poder obtener las magnitudes de tensión y deformación equivalentes a lo largo del ensayo.

Existe una gran variedad de normas que regulan estos ensayos, destacando por su importancia la norma americana ASTM G49 [55] y la europea ISO 7539 [56].

2.3.3.2. Ensayos con probetas prefisuradas

Esta tipología de ensayo es la que más información aporta sobre el comportamiento del material en procesos de FIA. El ensayo precisa de una probeta previamente agrietada por fatiga (la casuística de probetas empleadas es grande, como muestra la Figura 2.26), la cual es sometida a un estado tensional que provoca la propagación de la fisura, hasta la rotura final.

Este estado tensional puede ser causado mediante una tensión constante, una deformación constante o con ensayos a baja velocidad de deformación o desplazamiento, siendo estos últimos los ensayos más empleados. El ensayo proporciona mucha información y sirve para determinar varios parámetros. En primer lugar, bajo unas condiciones geométricas específicas, es posible determinar el valor del Factor de Intensidad de Tensiones umbral o K_{IEAC} . Además, el otro parámetro obtenido en estos ensayos es la velocidad de propagación de grieta, da/dt .

PRECRACKED SPECIMEN GEOMETRIES FOR STRESS CORROSION TESTING

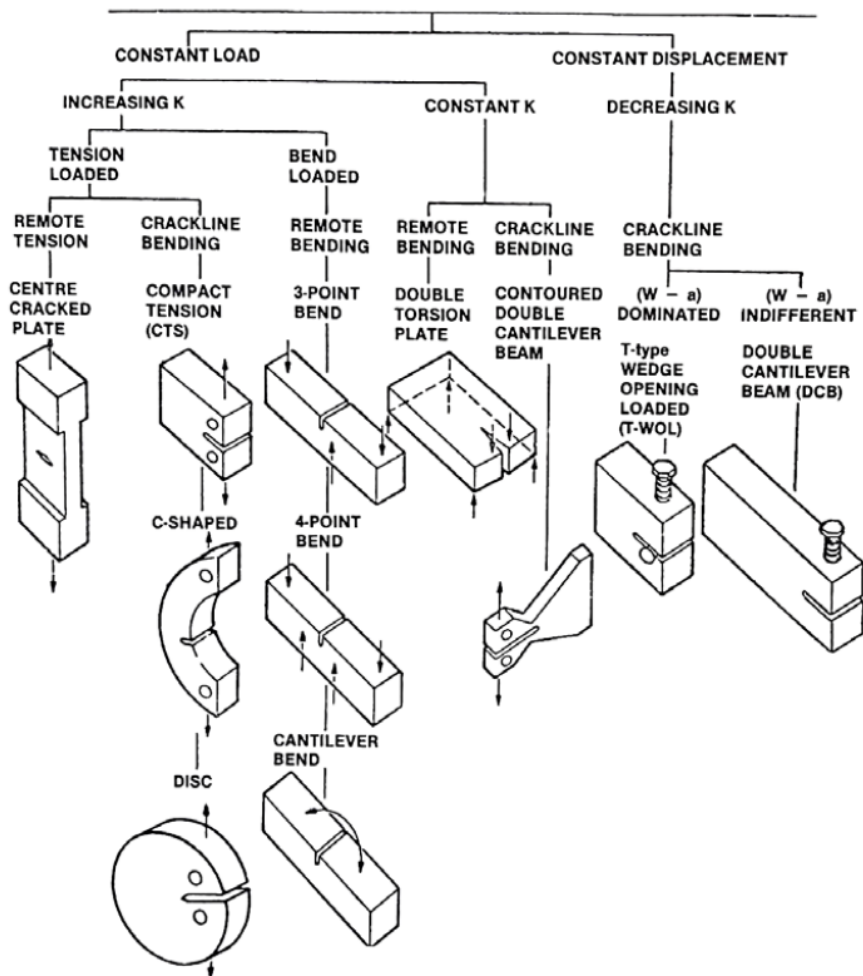


Figura 2.26. - Diferentes geometrías de probetas prefisuradas para ensayos en condiciones de FIA. [54]

Las principales normas internacionales que regulan estos ensayos son la ISO 7539 [56] y la ASTM E1681 [57].

2.3.3.3. Ensayos de flexión

Un ensayo de flexión es un método que se utiliza cuando queremos comprobar la resistencia a la flexión de los materiales, así como otras propiedades importantes en la innovación de materiales. En función del número de puntos de presión y del soporte de la muestra de ensayo, se distinguen los siguientes:

- Ensayo de flexión en 2 puntos
- Ensayo de flexión en 3 puntos
- Ensayo de flexión en 4 puntos
- Probetas de doble hoja (Ver Figura 2.27).

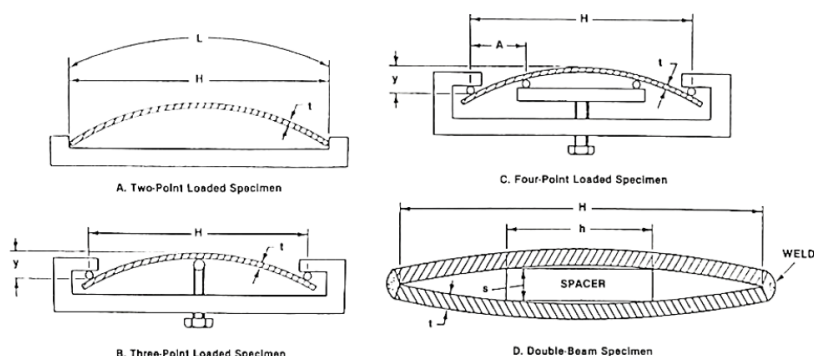


Figura 2.27. - Metodologías de ensayos de flexión en condiciones de FIA [54].

Los ensayos de flexión se realizan con el objetivo de obtener información sobre el comportamiento de flexión del material a partir de la tensión de flexión en un eje. En el caso de los materiales frágiles, se determina así la resistencia a la flexión. En el caso de materiales dúctiles, se determina el límite de fluencia, el mayor ángulo de flexión posible y el módulo de Young, en caso de una deformación elástica.

Estos ensayos se basan en aplicar una sollicitación para doblar una probeta, de tal manera que quede encajada en una plantilla específica impidiendo que la probeta recupere su forma inicial. Tanto la probeta como el utillaje necesario para doblarla, están sometidos a condiciones de ambiente agresivo.

Es un ensayo sencillo de realizar, pero con un complejo sistema tensional, que va decreciendo a medida que la grieta propaga hasta la rotura final.

Tanto la norma ISO 7539 [56] como la ASTM G39 [58] establecen procedimientos para este tipo de ensayos.

2.3.3.4. Ensayos con probetas en forma de U o de C

Los ensayos con probetas en forma de U están limitados a materiales lo suficientemente dúctiles para que permitan ser doblados 180° sin fracturarse. Las probetas suelen estar fabricadas a partir de barras o chapas, pero también pueden caracterizar soldaduras. El ensayo es barato y sencillo, aunque solo permite distinguir de manera cualitativa si un material es susceptible de padecer fenómenos de FIA en un ambiente determinado, comparándolo con otro ensayo en condiciones inertes.

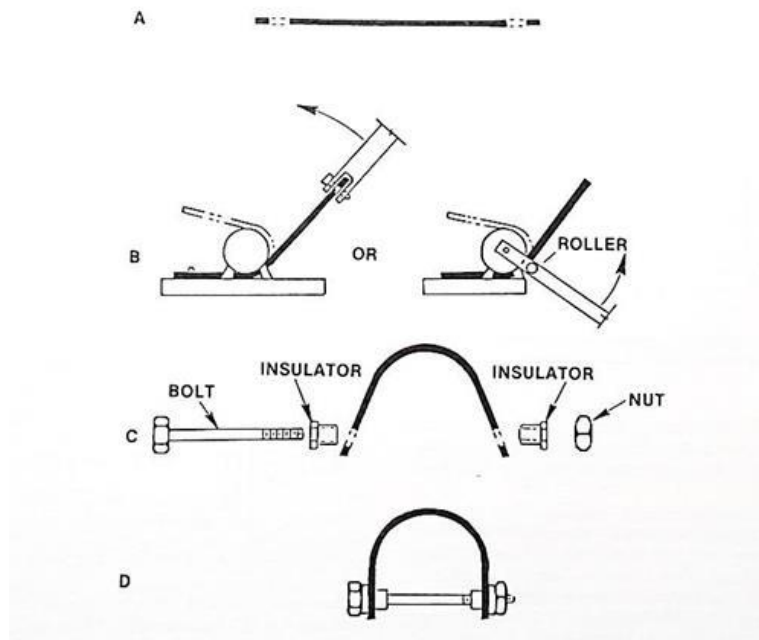


Figura 2.28. - Proceso de doblado de una probeta con forma de U [54].

Las probetas con forma de C se usan para ensayar tubos o barras en la dirección transversal más larga, y para ensayar placas en la dirección transversal más corta. Del mismo modo que las probetas en forma de U, las probetas en forma de C evalúan de manera cualitativa la susceptibilidad del material a un determinado ambiente agresivo. Las probetas con forma de C aumentan su tensión hasta un valor determinado, y después se aplica una carga constante o una deformación constante. Si la tensión aplicada se encuentra dentro del rango elástico, se pueden determinar con exactitud las tensiones en las fibras externas. Sin embargo, si las tensiones exceden el límite elástico del material, apareciendo deformaciones plásticas, es complicado determinar las tensiones en las fibras externas. Las diferentes variantes del ensayo con probetas en forma de C vienen ilustradas en la Figura 2.29.

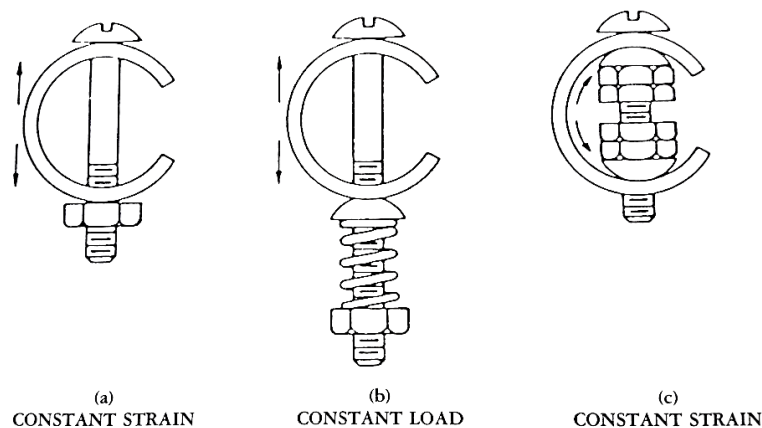


Figura 2.29. - Tipos de probetas C para ensayos en condiciones FIA [56].

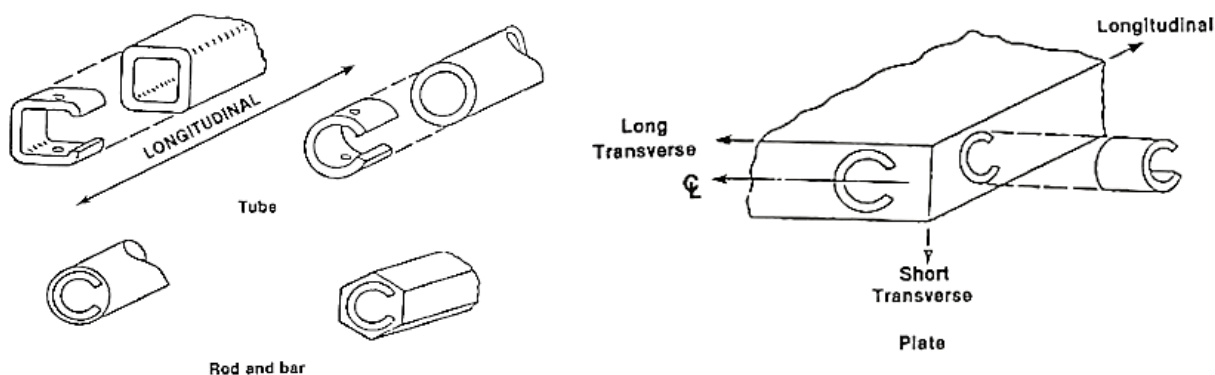


Figura 2.30. - Orientación de las probetas en forma de C.

La metodología para la ejecución de estos ensayos viene recogida en las siguientes normativas internacionales: ASTM G30 [59] (probetas en forma de U), ASTM G38 [60] (probetas en forma de C) e ISO 7539 [56] (ambas situaciones).

2.4. CONSIDERACIONES FINALES

Este capítulo ha recogido los conocimientos teóricos previos que fundamentan el presente trabajo final de máster. En primer lugar, se han realizado un estudio de la Mecánica de la Fractura, evolución histórica, la justificación del estudio de fisuras y entallas de manera independiente y los diferentes enfoques que presenta, entre los que se encuentra la Teoría de las Distancias Críticas.

Seguidamente, la Teoría de las Distancias Críticas ha sido analizada, haciendo mención especial a las dos metodologías más importantes, siendo el Método del Punto el cual se aplicará en el desarrollo del presente trabajo

CAPÍTULO

3. MATERIAL Y METODOLOGÍA

3.1. INTRODUCCIÓN

En este capítulo del trabajo final de máster, se realiza una descripción de los materiales que fueron utilizados para la realización de los ensayos experimentales, justificando su elección debido a su competitividad para abordar la ejecución de las complejas infraestructuras que las nuevas situaciones tecnológicas exigen. Un claro ejemplo de estas situaciones son las estructuras off-shore, donde los aceros estructurales utilizados, deben poseer algunas características específicas para trabajar en ambientes agresivos sin que su integridad estructural se vea comprometida, es decir, deben tener altas prestaciones mecánicas, ser soldables y resistentes a fenómenos de fisuración bajo cargas en las condiciones antes expresadas.

Para este análisis se escogieron dos tipos de aceros de los cuales se describe la composición química, propiedades a tracción, así como la microestructura. Además, se presenta la metodología propuesta para el análisis de FIA a través de la TDC, de manera análoga a la metodología existente para los análisis a fractura y a fatiga. De esta manera se propone una nueva forma de expresión

para la distancia crítica en condiciones de FIA (L_{EAC}), que permite la realización de predicciones de umbral de propagación de fisuras aparente en componentes entallados (K_{IEAC}^N).

La metodología propuesta en este trabajo será validada a través de un programa de simulación, el cual se detalla en el capítulo 4.

3.2. MATERIAL Y AMBIENTES

Para este estudio se seleccionó; el Acero X80, muy utilizado en la industria de la obtención y transporte de gas y petróleo. Por sus características son empleados en estructuras que trabajan en ambientes agresivos y altas solicitaciones, lo que los hace susceptibles de padecer procesos de FIA.

3.2.1. Acero X80

El acero X80, especificado en la normativa API [61], es ampliamente utilizado para el transporte de gas y petróleo a bajas temperaturas, como se muestra en la Figura 3.1. La letra “X” representa que es un acero soldable para tuberías según la especificación API 5L, el número “80” representa el valor mínimo de su límite elástico, medido en ksi (aproximadamente 550 MPa). Se obtiene por laminación controlada y presenta una microestructura ferríticoperlítica.



Figura 3.1. - Tubería de acero X80 para transporte de petróleo.

Figura 3.2 representa la microestructura del material según las tres direcciones (longitudinal, transversal y a lo largo del espesor). Presenta un tamaño de grano ferrítico que varía dentro del

rango de 5-15 μm . Es interesante advertir la presencia de una pequeña fracción volumétrica de bainita/perlita degenerada y la ausencia de ferrita acicular [46].

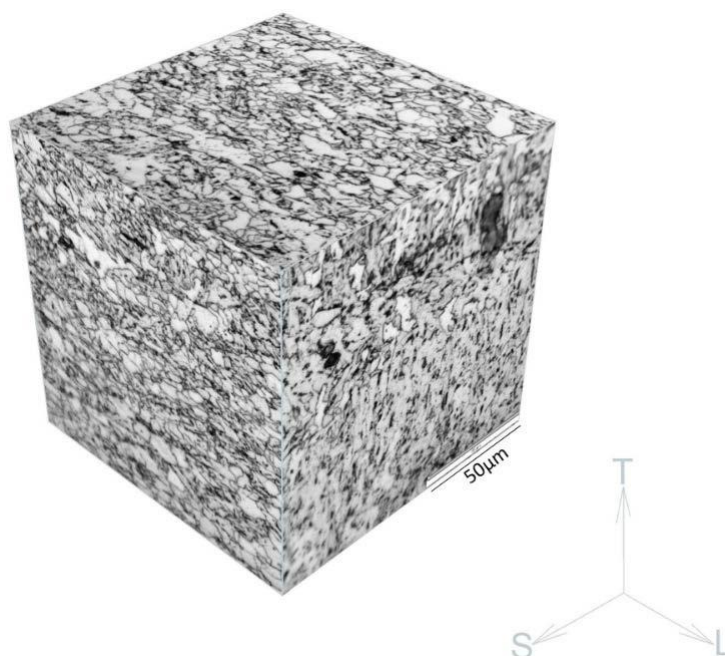


Figura 3.2. - Microestructura del acero X80.

3.2.2. Composición química

A continuación, se muestra una tabla con la composición química del material empleado en este análisis [46].

Tabla 3.1. - Composición química del acero X80.

Materiales	C	Si	S	P	Mn	Ni	Cr	Mo	Cu	Al	V	Ti	Nb
X80	0.07	0.18	<0.005	<0.005	1.83	0.03	-	0.15	0.02	0.03	-	-	0.03

La Tabla 3.1 muestra los valores, en tanto por ciento en peso, de los elementos que componen el acero analizado. Este acero presenta un bajo contenido en carbono (0.07% - 0.08%). Un parámetro que se deduce de la composición química es el carbono equivalente, CE, que se emplea para determinar la soldabilidad de los aceros. Según la Instituto Internacional de Soldadura (IIW por sus siglas en inglés), este parámetro sigue la siguiente expresión [161]:

(3.1)

$$CE = \%C + \frac{\%Mn}{6} + \left(\frac{\%Cr + \%Mo + \%V}{5} \right) + \left(\frac{\%Cu + \%Ni}{15} \right)$$

Empleando la ecuación (3.1), se obtienen unos valores de 0.408% para el acero X80, lo que significa que este acero es soldable.

3.2.3. Propiedades Mecánicas al Aire

La realización de evaluaciones de integridad estructural requiere, entre otros parámetros, las propiedades a tracción del material analizado. Los ensayos de tracción llevados a cabo, según la metodología BS EN 10002-1 [62] proporcionan la curva tensión-deformación del material al aire (ambiente inerte) a temperatura ambiente. La orientación de las probetas es T-L (según la normativa ASTM E399 [20]) y los resultados obtenidos para el acero X80 se muestran en la Figura 3.3 [46].

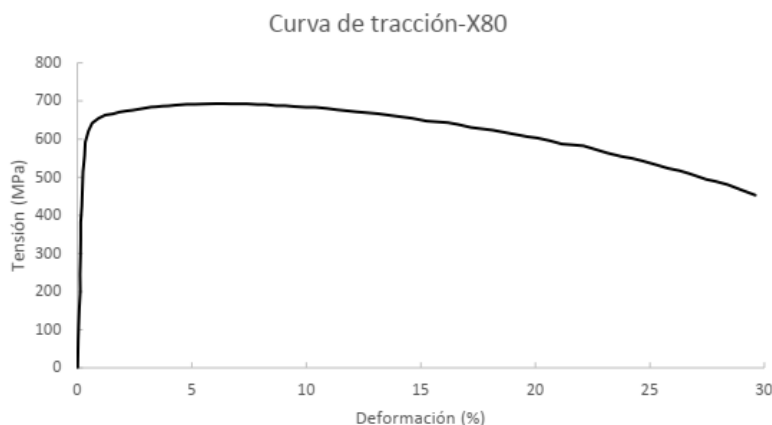


Figura 3.3. - Resultado del ensayo de tracción al aire, a temperatura ambiente, del acero X80, en probetas con orientación T-L [63].

A partir de estas curvas es posible determinar el límite elástico, la resistencia a tracción, la deformación bajo carga máxima y los parámetros n y α de Ramberg-Osgood [64]. Dichos valores se presentan en la siguiente tabla [46]:

Tabla 3.2. - Propiedades mecánicas de los aceros X80 [63].

Material	E (GPa)	σ_y (MPa)	σ_u (MPa)	ϵ_{max} (%)	K_{mat} (MPa·m ^{0.5})	Ramberg Osgood	
						n	α
X80	209.9	621.3	691	6.9	349 [164]	12.14	1.94

3.2.4. Ambientes Fragilizantes

El efecto de fragilización por hidrógeno se logra empleando una condición ambiental conocida como carga catódica (CC) o polarización catódica, la cual consiste en interponer una corriente eléctrica (o una diferencia de potencial) por debajo del potencial de circuito abierto, entre un ánodo, que suele ser un metal noble (en este caso el platino), y la probeta de acero actúa como cátodo. La intensidad de corriente circula a través de una disolución ácida, provocando la disociación de moléculas de hidrógeno y favoreciendo la penetración de los átomos de hidrógeno en la red microestructural del acero, causando así la fragilización. La figura 3.4 muestra el esquema

de polarización catódica que empleó González en su tesis de doctorado [46] y de la cual se retoman los datos experimentales para el análisis que se realiza en este trabajo de máster. Referirse a la figura 2.24 para ver los dos mecanismos de fisuración por hidrógeno.

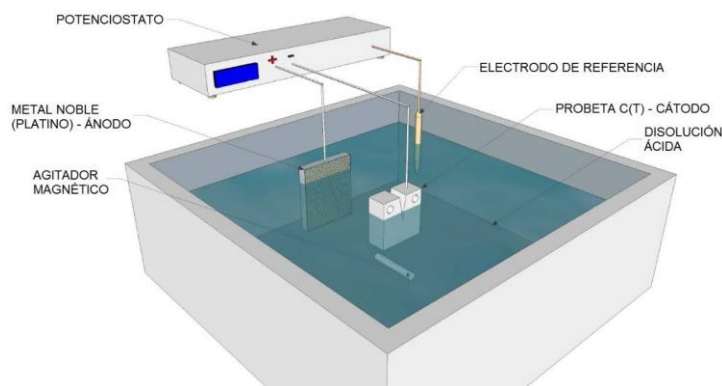


Figura 3.4 - Esquema del montaje experimental en el proceso de fragilización.[46]

En el ensayo realizado por González, la intensidad de la corriente es suministrada por un potencióstato acoplado a un electrodo de referencia que permite el control en tiempo real de la intensidad y potencial.

En este tipo de ensayos, la intensidad de la corriente aplicada define el grado de fragilización alcanzado por el acero. El ambiente más agresivo es el causado por la intensidad de corriente que permita la mayor adsorción de hidrógeno.

Debido a que la corriente sólo actúa en la superficie del metal que se encuentra sumergido en la disolución, circulando a través del electrolito, la intensidad de corriente se expresa en densidad de corriente, por lo que los ambientes agresivos se distinguirán en función de la densidad de corriente, la cual se expresa en mA/cm^2 . Para determinar la densidad de corriente se usa la curva de polarización, que relaciona la intensidad de corriente y el potencial en un determinado sistema material-ambiente agresivo, la figura 3.5 representa de manera cualitativa, los diferentes procesos que ocurren en un material en presencia de un ambiente agresivo, en función de la relación intensidad voltaje.

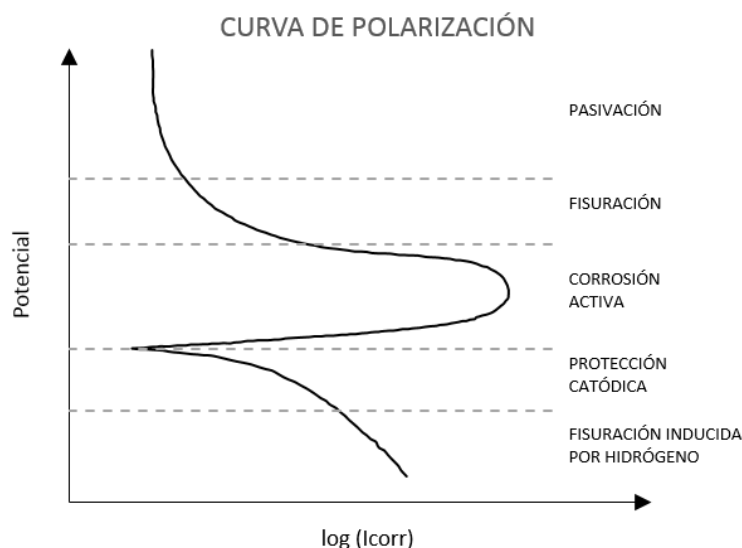


Figura 3.5 - Curva de polarización. Diagrama Voltaje-Intensidad.

La protección catódica de componentes se realiza usualmente mediante un potencial impuesto, que se sitúa en torno a 1V entre 900mV y 1100mV. Algunos investigadores en sus trabajos aseveran y muestran que, por debajo del potencial de circuito abierto, se produce la protección catódica, asociada a fenómenos de fragilización por hidrógeno [65]. En el trabajo experimental que realizó González, se emplearon intensidades de corriente que suponían un nivel superior de protección y representan condiciones locales. Dichos niveles son 1 mA/cm² y 5 mA/cm², debido a su representatividad [47][66][67]. El electrodo de Calomelanos saturado (electrodo de referencia), asegura la estabilidad en la aplicación de la densidad de corriente.

A continuación se describe el proceso llevado a cabo en el experimento [46]:

La disolución ácida, a través de la cual circuló la corriente eléctrica entre el acero (mediante un cable de estaño soldado al mismo) y el platino, consistió en una disolución de concentración 1N de ácido sulfúrico (H₂SO₄) en agua y requirió los siguientes pasos para su fabricación [46][47][66]:

- Por cada litro de agua destilada se añadieron 50 g de ácido sulfúrico(H₂SO₄).
- Consecutivamente, se adicionaron 10 gotas de sulfuro de carbono (CS₂).
- Posteriormente se agregaron 5 ml de una disolución fabricada por el método de Pressouyre [171], que consiste en añadir, por cada litro de agua destilada, 40g de hidróxido de sodio (NaOH), agitando la disolución para favorecer la mezcla, pudiendo incluso calentar la disolución. A continuación, se mezclaron con 20g de trióxido de arsénico (AS₂O₃) y 50g de ácido sulfúrico (H₂SO₄).

La ecuación (3.2) representa los pasos llevados a cabo para la fabricación del electrolito ácido. Nótese la presencia de azufre y arsénico (venenos catódicos), que favorecen el tiempo de permanencia del hidrógeno en la superficie del acero y, por consiguiente, la entrada del hidrógeno en el metal.

(3.2)



El ensayo se realizó a temperatura ambiente, en un rango que oscila entre los 18–22 °C. El pH de la disolución fue comprobado periódicamente de manera que se encontrara en el rango 0.65–0.80, siendo preciso reemplazar la disolución cada 48h o cuando no se cumplieran estas condiciones. La medida del pH se realizó de manera continua a través de un pH-metro de la marca *Hanna Instruments*, modelo HI8915, como muestra la Figura 3.6.



Figura 3.6 - Control de pH de la disolución.[46]

3.2.6. Propiedades Mecánicas en los ambientes estudiados [46].

Para estudiar la afección del ambiente en [46] se estudiaron sus propiedades de cara a la obtención de la tensión umbral según la normativa ASTM F-1624. Asimismo, también se determinó su contenido en hidrógeno. De acuerdo a la normativa antes mencionada, es necesario realizar un ensayo de tracción al aire, cuyo valor de carga máxima se empleará como cota superior del primer ensayo por escalones incrementales. Adicionalmente, para comprobar de manera cualitativa la susceptibilidad del material a los ambientes estudiados, han sido realizados ensayos de tracción lenta (velocidad de desplazamiento de $6 \cdot 10^{-8}$ m/s y $6 \cdot 10^{-9}$ m/s) para cada densidad de corriente utilizada, es decir, 1 mA/cm^2 y 5 mA/cm^2 .

La Figura 3.7 muestra las curva tensión-deformación del acero X80 al aire, 1 y 5 mA/cm^2 . Para una mayor precisión, se muestra el detalle de la zona de mayor interés de la curva.

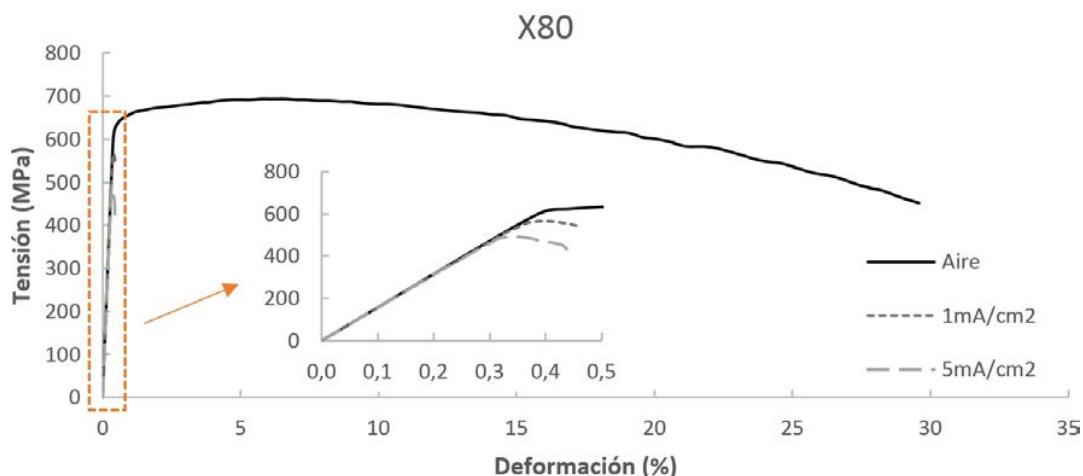


Figura 3.7 - Curvas tensión-deformación del acero X80 al aire y expuesto a los ambientes agresivos estudiados. [46]

Los parámetros obtenidos de las curvas de tracción en ambiente inerte (aire) y en los ambientes agresivos empleados, se representan en la Tabla 3.3.

Tabla 3.3 - Propiedades a tracción de los aceros X80 en los ambientes estudiados. [46]

Material	E(GPa)	Aire			1mA/cm ²			5mA/cm ²		
		σ_y (MPa)	σ_u (MPa)	e_{max} (%)	σ_y (MPa)	σ_u (MPa)	e_{max} (%)	σ_y (MPa)	σ_u (MPa)	e_{max} (%)
X80	209.9	621.31	692.93	6.9	566.57	566.57	0.39	492.57	492.57	0.34

Se puede apreciar que la pendiente del tramo elástico-lineal en cada material es igual sea cual sea el ambiente en el que se realice el ensayo. Esto significa que el módulo de elasticidad (E) permanece constante en cada material independientemente de las condiciones de ensayo. El límite elástico (σ_y) de los dos aceros estudiados se reduce a medida que aumenta la densidad de corriente aplicada en el ensayo.

Debido a la fragilización de los aceros en los ambientes agresivos empleados, se ha considerado que la tensión de rotura (σ_u) en dichos ambientes coincide con el límite elástico correspondiente (σ_y). Otro aspecto fundamental es la pérdida de ductilidad que produce el hidrógeno. La deformación bajo carga máxima (e_{max}) se reduce de manera notable cuando se ensaya en condiciones de fragilización por hidrógeno en comparación con los resultados al aire. Dentro de los ensayos en condiciones de ambiente agresivo, la densidad de corriente que mayor nivel de fragilización produce es la de 5 mA/cm² en los dos aceros estudiados.

Con los resultados se concluyó que ambos aceros son susceptibles de padecer fenómenos de FIA en las condiciones ambientales que fueron establecidas, debido a que manifiestan una reducción importante de las propiedades mecánicas. Por este motivo también se llevaron a cabo ensayos para la determinación de σ_{EAC} según la normativa ASTM F1624 [68], a continuación se muestra la tabla de resultados que fueron obtenidos. [46]

Tabla 3.4 - Valores de σ_{EAC} obtenidos. [46]

Material	X80	
Densidad de corriente (mA/cm ²)	5	1
σ_{EAC} (MPa)	446.46	556.1

Los resultados reflejan la misma tendencia que la mostrada en los ensayos de tracción lenta en ambiente, es decir, que la tensión umbral (σ_{EAC}) disminuye cuando aumenta la densidad de corriente aplicada en el ensayo.

La tabla 3.5 muestra los resultados que se obtuvieron en los ensayos de cuantificación de contenido de hidrógeno en el material, se realizaron 5 ensayos por cada densidad de corriente empleada, la tabla muestra el promedio.

Tabla 3.5 - Resultados del contenido de hidrógeno. [46]

Material	Densidad de corriente (mA/cm ²)	Concentración de H (ppm)
X80	5	9.79
	1	6.2

Como se puede apreciar en dicha tabla, el valor de la concentración de hidrógeno aumenta con la densidad de corriente. Este resultado evidencia que, para el material estudiado, una mayor densidad de corriente aplicada provoca una mayor capacidad de adsorción de hidrógeno y, consecuentemente, un mayor efecto fragilizador del mismo. También se aprecia que el acero X80 manifiesta una gran capacidad de atrapamiento de hidrógeno en las dos condiciones ambientales estudiadas.

3.3. DETERMINACIÓN DE LOS PARÁMETROS DE LA TDC MEDIANTE PROBETAS C(T) EN CONDICIONES DE FRAGILIZACIÓN POR HIDRÓGENO.

3.3.1. Ensayos Mecánicos

La TDC es una herramienta científica y tecnológica enormemente útil, puesto que permite analizar situaciones muy variadas, que van desde los componentes sin defectos hasta los componentes fisurados o entallados (realmente, analiza en rotura cualquier concentrador de tensiones). En los últimos años se ha analizado la aplicabilidad de la TDC a los distintos tipos de materiales, determinando las singularidades en cada uno de los casos, sin embargo, la TDC se fue empleada por primera vez para analizar la FIA en la tesis doctoral de Pablo González [46], de manera análoga a las metodologías y formulaciones existentes y ampliamente validadas para análisis a fractura y

fatiga. En su tesis, González utilizó probetas C(T), entalladas en los ambientes de Fragilización por Hidrógeno antes mencionados.

La validación del uso de la TDC en el análisis de la FIA se realizó, comprobando si el Método del Punto cumplía en el momento en el que se produjo la propagación de fisuras a partir del fondo de entallas de distinto radio. En este trabajo final de máster se retomarán los datos experimentales resultantes de los ensayos realizados por González y se aplicará la metodología de la TDC en una geometría diferente, usando probetas axilsimétricas con dos radios de entallas, $\rho=0.50\text{mm}$ y $\rho=1\text{mm}$, pero con las mismas velocidades de desplazamiento ($6 \cdot 10^{-8}\text{m/s}$ y $6 \cdot 10^{-9}\text{m/s}$) y materiales estudiados por González, además se comprobará a través del Método de la Línea.

A continuación, se describe el planteamiento metodológico usado por [46] con las C(T), así como los resultados obtenidos en los ensayos realizados y que consecuentemente serán los mismos empleados en este estudio.

En primer lugar, para el cálculo de la distancia crítica en condiciones de FIA (L_{EAC}) propuso la ecuación (3.3) de forma análoga a las ecuaciones (2.28) y (2.29), que posibilitan el cálculo de L en evaluaciones a fractura y fatiga, respectivamente:

(3.3)

$$L_{EAC} = \frac{1}{\pi} \left(\frac{K_{IEAC}}{\sigma_{0EAC}} \right)^2$$

donde K_{IEAC} es Factor de Intensidad de Tensiones umbral, por debajo del cual no se iniciará ni propagará una grieta debido a fenómenos de FIA, y σ_{0EAC} es la tensión inherente en condiciones de FIA.

Haciendo uso de la distribución de Creager-Paris [70], empleando el Método del Punto y asumiendo que la iniciación del proceso de fisuración desde el frente de entalla tiene lugar cuando K_I es igual a K_{IEAC}^N , se obtiene, de forma análoga a lo visto en el Capítulo 2 en el caso de la fractura (ecuación (2.33)), la expresión (3.4):

(3.4)

$$K_{IEAC}^N = K_{IEAC} \frac{\left(1 + \frac{\rho}{L_{EAC}}\right)^{\frac{3}{2}}}{\left(1 + \frac{2\rho}{L_{EAC}}\right)}$$

Del mismo modo, pero empleando el Método de la Línea (ecuación (2.35) en el caso de análisis a fractura), se obtiene la siguiente ecuación:

(3.5)

$$K_{IEAC}^N = K_{IEAC} \sqrt{1 + \frac{\rho}{4L_{IEAC}}}$$

Ambos métodos permiten el cálculo de K_{IEAC}^N de un material que presenta una entalla en forma de U, una vez conocidos el radio de entalla, ρ , la distancia crítica en FIA, L_{IEAC} , y el Factor de Intensidad de Tensiones umbral en FIA (calculado en componentes fisurados), K_{IEAC} .

Para validar esta metodología de análisis mediante un programa experimental fue necesario garantizar que los materiales seleccionados son susceptibles a la FIA en el ambiente propuesto. Posteriormente, se han determinado los valores de K_{IEAC} (a partir de probetas fisuradas) y L_{IEAC} . Por último, fue necesario comparar los resultados experimentales obtenidos de K_{IEAC}^N (mediante probetas entalladas) con las predicciones que ofrecen el Método del Punto y el Método de la Línea (expresiones (3.4) y (3.5)).

Determinación de K_{IEAC}

Cabe destacar que K_{IEAC} (Factor de Intensidad de Tensiones umbral), es el valor de K_I por encima del cual iniciará y propagará una grieta debido a fenómenos de FIA [56], en el caso de los aceros estudiados, estos valores fueron obtenidos a través de ensayos (SSRT, Slow Strain Rate Test) realizados en probetas C(T), las cuales fueron prefisuradas (según procedimiento indicado por la norma ASTM E1820 [21]), previamente por fatiga a partir de una entalla mecanizada sometidas a una velocidad de desplazamiento constante y muy lenta para asegurarse de que el comportamiento del material estaba siendo gobernado por el ambiente agresivo.

Determinación de K_{IEAC}^N

Una vez comprobada la afección del ambiente en los materiales propuestos y obtenidas las propiedades a tracción y el parámetro K_{IEAC} (en componentes fisurados), se procede a evaluar el efecto entalla.

Los defectos que tienen un radio finito en el fondo, frecuentes en ambientes agresivos (por ejemplo, picaduras, hendiduras y corrosión generalizada), se denominan entallas. El efecto que las entallas pueden producir en los materiales, bajo procesos de FIA, se muestra en la Figura 3.8.

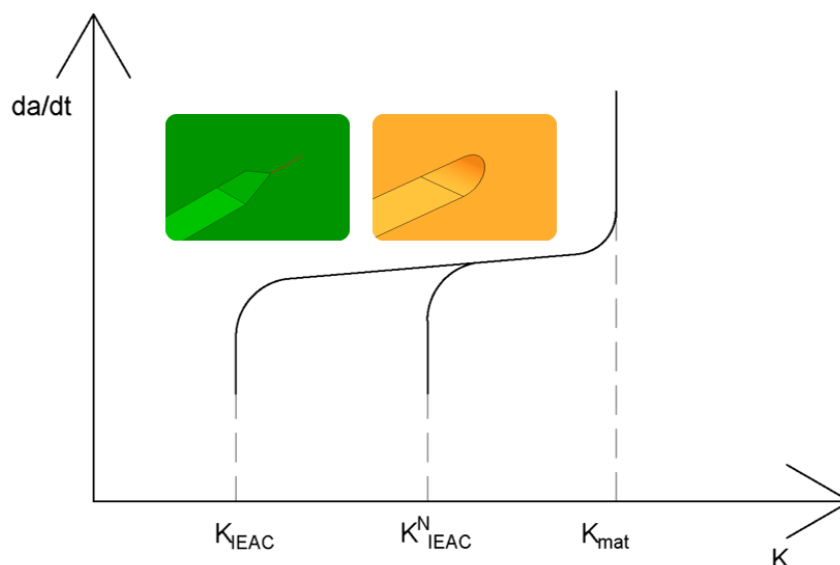


Figura 3.8 - Comparación entre probetas fisuradas y entalladas de la velocidad de crecimiento de grieta en función de K . [46]

De esta manera, asumiendo que cualquier defecto se comporta como una fisura, las evaluaciones de integridad estructural podrán conducir a resultados muy conservadores cuando esos defectos son entallas, debido a que los componentes entallados presentan un umbral de propagación de fisuras aparente en FIA (K_{IEAC}^N) mayor que el Factor de Intensidad de Tensiones umbral (K_{IEAC}) [102]

Geometría

La probeta empleada en este trabajo es una probeta compacta C(T), cuyas dimensiones, en mm, se muestran en la Figura 3.9. [46] Este tipo de probetas presentan la ventaja de que facilitan la exposición al ambiente agresivo, y su uso está ampliamente extendido.

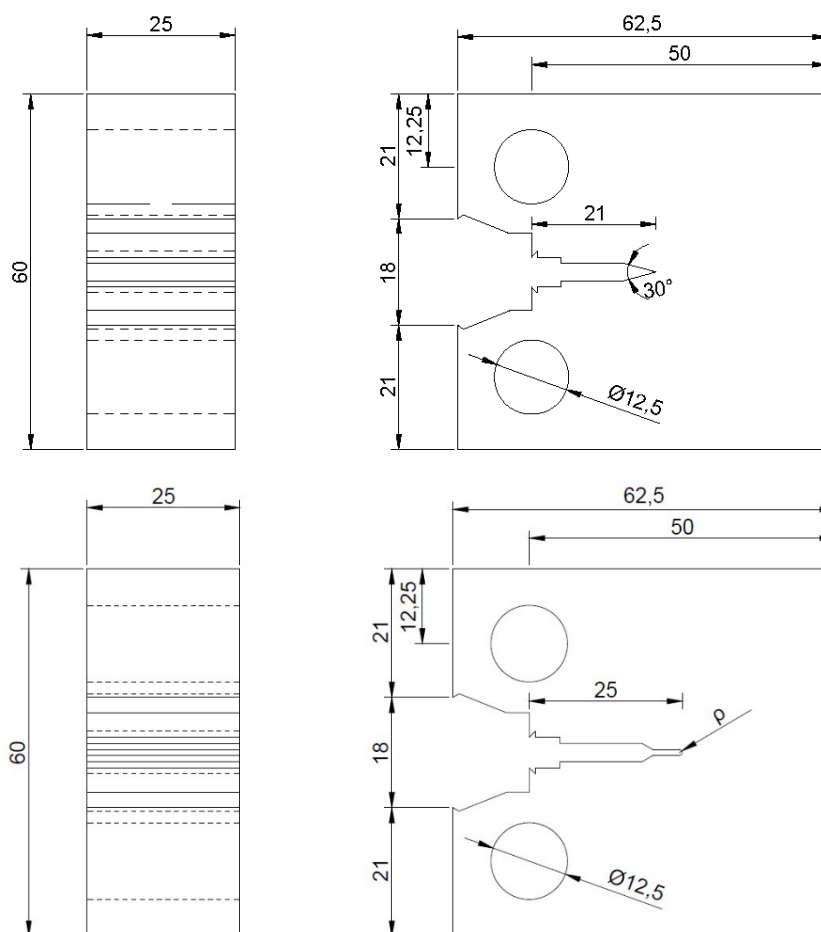


Figura 3.9 - Geometría de las probetas C(T) prefisuradas. Dimensiones en mm, con radio infinito (figura superior) y radio finito (figura inferior).

Independientemente de la geometría de la probeta, estos ensayos deben realizarse en condiciones de deformación plana, por lo tanto, la zona de deformación plástica en las inmediaciones del frente de grieta es reducida. Debido a que las condiciones de Fisuración Inducida por Hidrógeno reducen el grado de plasticidad asociado a la fractura, desde un enfoque de la mecánica de la fractura no es posible establecer a priori un valor del espesor mínimo de la probeta que asegure condiciones de deformación plana. No obstante, se recomienda que se cumpla la siguiente expresión tanto para el espesor de la probeta, B , como para la longitud de la grieta, a [56]:

(3.6)

$$2.5 \left(\frac{K_I}{R_{p0.2}} \right)^2 < a, B$$

donde K_I es el Factor de Intensidad de Tensiones aplicado durante el ensayo y $R_{p0.2}$ es el límite elástico convencional (0.2% de deformación).

La configuración de este tipo de ensayos debe asegurar la sumersión de la probeta en el ambiente agresivo, durante todo el tiempo de ensayo, tal cual se muestra en la figura 3.10.

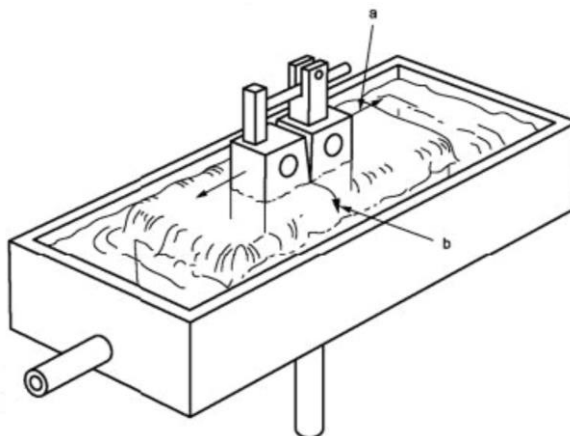


Figura 3.10 - Celda ambiental en un ensayo para la determinación de K_{IEAC} [56].

Durante el ensayo se utilizan velocidades de desplazamiento muy lentas, como se recomienda en las ISO 7539 [56]. Para la determinación del Factor de Intensidad de Tensiones es preciso conocer, en tiempo real, el valor de la carga aplicada y el tamaño de fisura. El primer parámetro se obtiene directamente a partir de la célula de carga acoplada al sistema de tracción. El segundo parámetro se calcula de manera indirecta en función de la variación del COD (Crack Opening Displacement).

La medida del COD, o de la abertura de las caras de la grieta, se realizó a través de un extensómetro COD de la marca MTS, modelo 632 03F-31, de 12 mm de rango, que, debido a las características del ambiente circundante, estaba protegido con un recubrimiento aislante. Durante el ensayo se realizó un registro continuo de la fuerza aplicada y del COD. A partir del mismo se estimó el valor de la carga P_Q [56] que es el parámetro clave para determinar el Factor de Intensidad de Tensiones umbral K_{IEAC}^N . La carga P_Q , obtenida como el corte de la curva fuerza-COD con la recta que pasa por el origen y cuya pendiente es el 95% de la pendiente del tramo elástico-lineal del ensayo, se introduce en la siguiente expresión junto con los parámetros geométricos de la probeta (solución para probetas C(T)):

(3.7)

$$K_{QEAC} = \frac{P_Q}{(BB_N W)^{\frac{1}{2}}} f\left(\frac{a}{W}\right)$$

donde B es el espesor de la probeta, B_N es el espesor neto en caso de que haya ranuras laterales, W es la anchura de la probeta medida desde la línea de aplicación de la carga hasta el extremo de la probeta en la dirección de propagación de la grieta, a es la longitud de grieta y $f(a/W)$ se obtiene de la siguiente ecuación:

(3.8)

$$f\left(\frac{a}{W}\right) = \frac{\left[\left(2 + \frac{a}{W}\right) \left(0.88 + 4.64 \frac{a}{W} - 13.32 \left(\frac{a}{W}\right)^2 + 14.72 \left(\frac{a}{W}\right)^3 - 5.6 \left(\frac{a}{W}\right)^4 \right) \right]}{\left(1 - \frac{a}{W}\right)^{\frac{3}{2}}}$$

La longitud de grieta inicial generada por prefisuración, a , se calcula una vez terminado el ensayo en ambiente, partiendo la probeta en dos mitades y realizando una media ponderada de nueve mediciones a lo largo del espesor. Las dos medidas de los extremos ponderan 0.5 y el resto ponderan 1 [21].

También se representa la medida de la distancia B_N debido a la realización de ranuras laterales, en forma de chevrón, que reducen el espesor de la probeta un 20% y aseguran la propagación de la grieta en el plano central de la probeta. Una vez introducidos los valores en la expresión (3.7), se valida K_{QEAC} como K_{IEAC} si se cumplen una serie de condiciones:

- La fisura se propaga en un único plano y está contenida en un ángulo menor a 10° respecto el plano de la entalla mecanizada.
- Se cumplen condiciones de deformación plana (recomendación expresada en la ecuación (3.6).
- La diferencia entre las medidas máxima y mínima de la grieta por fatiga no dista más de un 5% de W .
- $0.45 < a/W < 0.55$.

Los ensayos proporcionaron un registro continuo de la fuerza aplicada y la apertura del COD. Los resultados se muestran en las siguientes figuras 3.11.

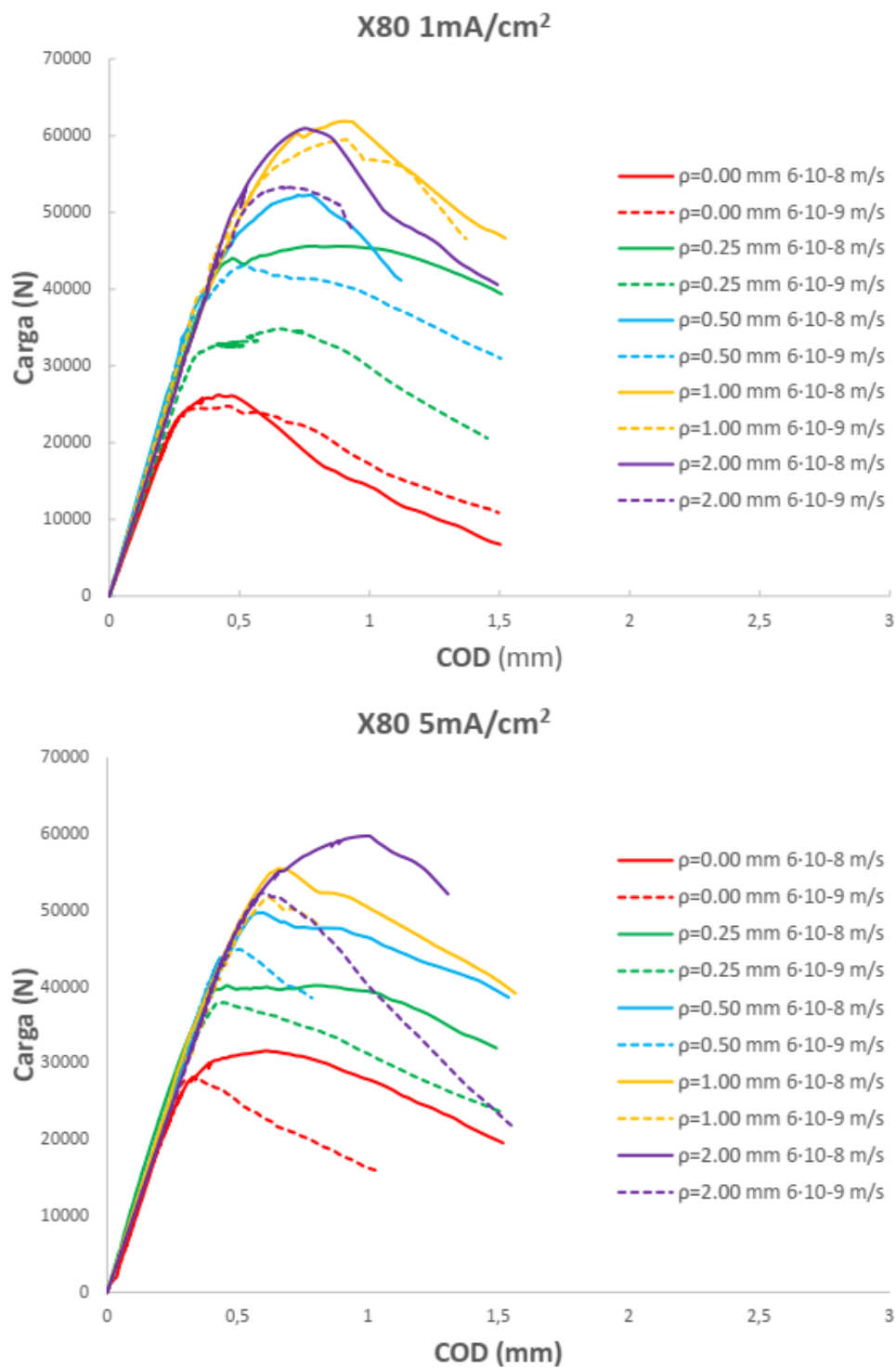


Figura 3.11 - Curvas Carga-COD del acero X80 a 1 mA/cm² y 5 mA/cm², respectivamente.[46]

La ecuación (3.9) ha sido empleada para la obtención del parámetro K_{IEAC}^N .

(3.9)

$$K_{IEAC}^N = \frac{P_Q^N}{BW^{\frac{1}{2}}} f\left(\frac{a}{W}\right)$$

donde P_Q^N es la carga aplicada en la probeta entallada con la que se inicia la FIA, que coincide con el corte de la curva fuerza-COD con la recta que pasa por el origen cuya pendiente es el 95% de la pendiente del tramo elástico-lineal del ensayo. B es el espesor de la probeta, W es la anchura y $f(a/W)$ coincide con la ecuación (3.8), donde a/W presenta un valor de 0.5 en este caso.

Para el cálculo de los parámetros K_{IEAC} y K_{IEAC}^N cada acero ha sido ensayado bajo dos niveles de fragilización diferentes, que se corresponden con las dos densidades de corriente empleadas para la polarización catódica (presentadas en el apartado 3.2.5), es decir, 1 mA/cm² y 5 mA/cm² y las mismas velocidades de desplazamiento.

Para lograr mayor precisión en los resultados y permitir la reproducibilidad de los mismos, cada ensayo, combinando los factores anteriores (material, radio de entalla, ambiente y velocidad de desplazamiento), se repitió dos veces. Las tablas 3.6 muestran un resumen del programa experimental que se llevó a cabo para el cálculo de K_{IEAC} y K_{IEAC}^N , con un total de ochenta de FIA.

Tabla 3.6 - Valores de K_{IEAC} y K_{IEAC}^N obtenidos en el acero X80.[46]

Material	Densidad de corriente (mA/cm ²)	Velocidad de ensayo (m/s)	ρ (mm)	PQ (kN)	K_{IEAC}^N (MPa·m ^{0.5})
	5mA/cm2	6·10-8	0.25	34.41	63.21
				34.85	64.01
			0.5	38.26	70.28
				42.75	78.52
		6·10-9	1	44.50	81.74
				42.93	78.87
			0.25	34.47	63.32
				35.44	65.10
	1mA/cm2	6·10-8	0.5	39.81	73.13
				38.59	70.90
			1	44.51	81.76
				47.20	86.71
		6·10-9	0.25	30.70	56.40
				33.93	62.33
			0.5	33.53	61.58
				36.25	66.59
		6·10-9	1	37.90	69.62
				41.49	76.21
			0.25	31.8	58.41

		35.28	64.81
	0.5	35.84	65.84
		-	-
	1	36.93	67.84
		39.21	72.02

3.3.2. Obtención de L y σ_0 , mediante simulación por elementos finitos.

Para obtener los parámetros de la TDC es necesario conocer y realizar el análisis del campo tensional en el fondo de entalla en el momento en que la grieta comienza a propagar. Una forma rápida de realizar este análisis y calcular el campo tensional, es haciendo usos de simulaciones por elementos finitos.

Este trabajo retoma los resultados de los ensayos realizados por [46] para la simulación de la probeta C(T) en ANSYS MECHANICAL (WORKBENCH) [69]. Se simularon las probetas con las propiedades mecánicas según cada ambiente ($1\text{mA}/\text{cm}^2$ y $5\text{mA}/\text{cm}^2$) y los radios de entalla, en la figura 3.12 Se muestran los datos correspondientes al modelo de la probeta X80 en ambiente de $5\text{mA}/\text{cm}^2$ con $p=0.50$ como ejemplo.

Outline Row	Property	Value	Unit
1	Material Field Variables	Table	
2	Density	7850	kg m ⁻³
3	Isotropic Secant Coefficient of Thermal Expansion		
4	Coefficient of Thermal Expansion	1.2E-05	C ⁻¹
5	Isotropic Elasticity		
6	Derive from	Young's Modulus and Poiss...	
7	Young's Modulus	2.099E+05	MPa
8	Poisson's Ratio	0.3	
9	Bulk Modulus	1.7492E+11	Pa
10	Shear Modulus	8.0731E+10	Pa
11	Strain-Life Parameters		
12	Display Curve Type	Strain-Life	
13	Strength Coefficient	920	MPa
14	Strength Exponent	-0.106	
15	Ductility Coefficient	0.213	
16	Ductility Exponent	-0.47	
17	Cyclic Strength Coefficient	1E+09	Pa
18	Cyclic Strain Hardening Exponent	0.2	
19	S-N Curve	Tabular	
20	Interpolation	Log-Log	
21	Scale	1	
22	Offset	0	Pa
23	Tensile Yield Strength	492.57	MPa
24	Compressive Yield Strength	492.57	MPa
25	Tensile Ultimate Strength	492.57	MPa
26	Compressive Ultimate Strength	492.57	MPa

Figura 3.12 - Pestaña Engineering Data en ANSYS WB, con datos correspondientes al acero X80 en condiciones de ambiente $5\text{mA}/\text{cm}^2$ con $p=0.50$

Posteriormente se realizó el modelo en *Design Modeler*, pero para optimización computacional, se modeló un cuarto de la probeta, y posteriormente en el espacio de *Model* se aplicó una condición

de Simetría. Debido que es un modelo 3D para reproducir de la manera más precisa el comportamiento de la probeta también se modelaron los pasadores de los cuales se sujeta la probeta al momento de realizar el ensayo. En la figura 3.13 se observa la geometría modelada en vista frontal e isométrica.

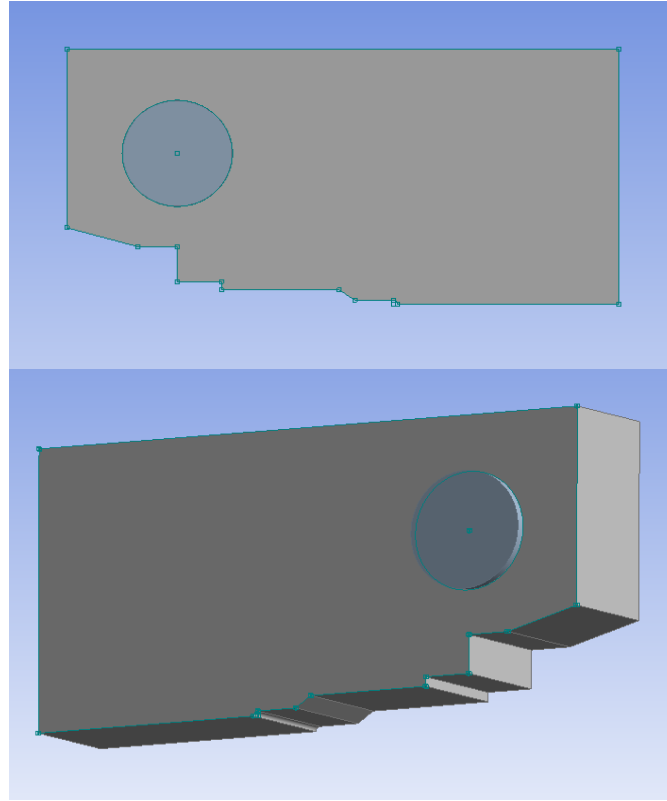


Figura 3.13 - Geometría de probeta modelada en Design Modeler - ANSYS MECHANICAL.

En el espacio de **Model** se configuran las condiciones de contorno en las cuales estará trabajando la probeta, pero para esto se aplican las condiciones de simetría como se muestra en la figura 3.14, en aras de indicar al programa la geometría completa y los cálculos se realicen bajo esta consideración.

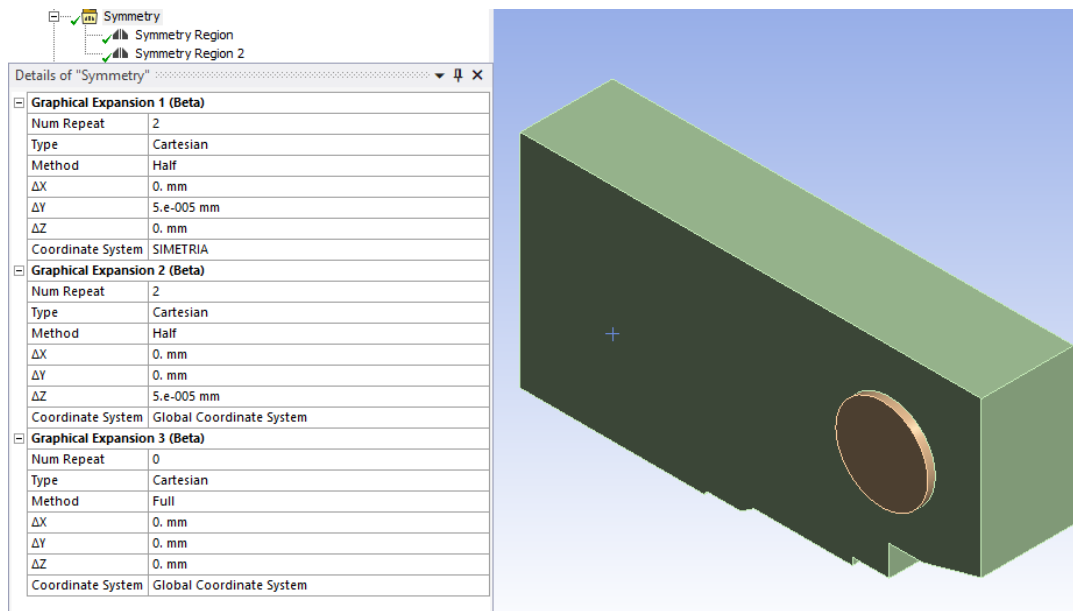


Figura 3.14 - Condiciones de Simetría aplicadas al cuarto de probeta.

El mallado se ha realizado en 3 partes; un mallado hexaedro para el volumen de la probeta y otro aplicado al volumen del pasador. En la entalla se indicó un mallado más fino con una condición de *Sfere of Influence* (esfera de influencia), donde se determinó un radio de 15mm y el tamaño de elementos en dependencia de p , asegurando 50 elementos en el perímetro de la entalla.

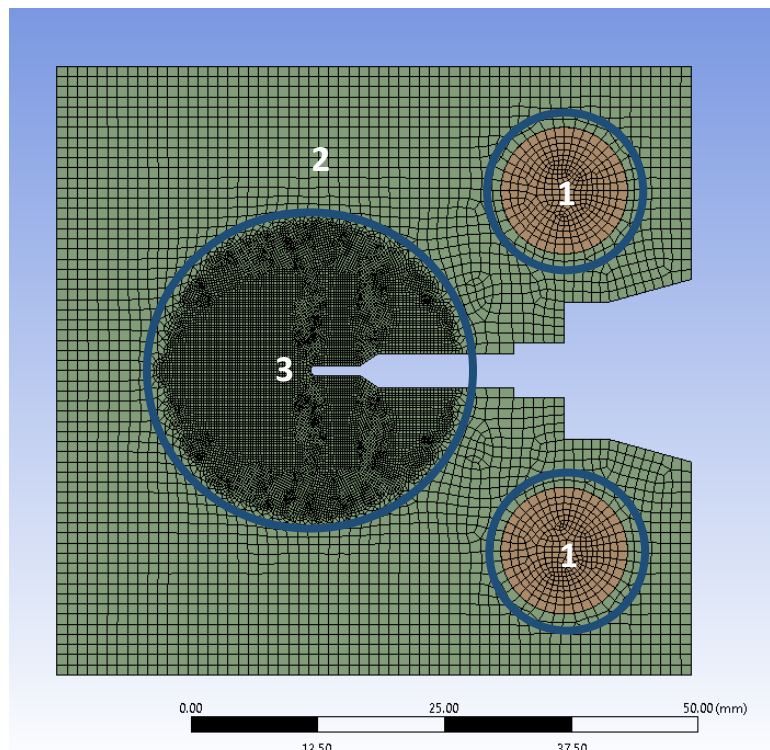


Figura 3.15 - Mallado de la simulación en probeta C(T), material X80, $5\text{mA}/\text{cm}^2$, radio 0.5mm.

Antes de indicar las condiciones de trabajo, fue necesario aplicar una condición de contacto entre ambos volúmenes; *Frictionless*, además de indicar un *Path* en la dirección que se necesitaba encontrar el campo tensional, cabe destacar que para esto último fue necesario configurar un nuevo sistema de coordenadas ubicado en la entalla en el centro de la probeta completa, que para efectos del cuarto de probeta se colocó en el vértice de la entalla de la cara interna del volumen.

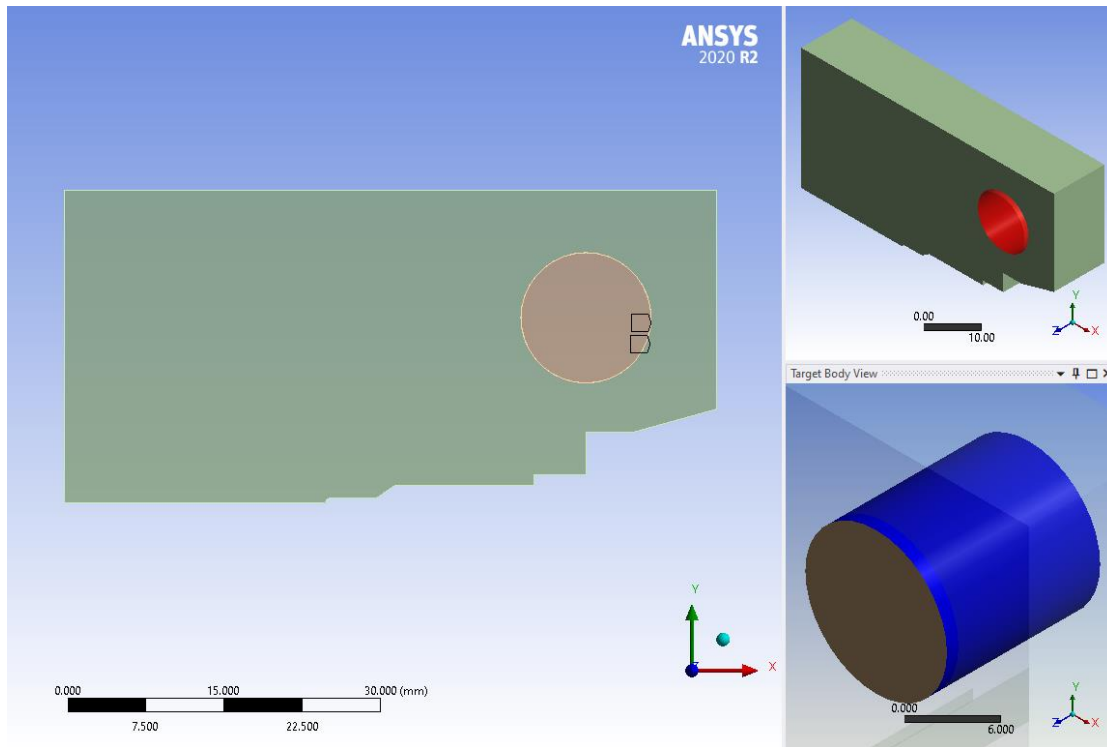


Figura 3.16 - Condición de Contacto entre volúmenes; *FRICITIONLESS*.

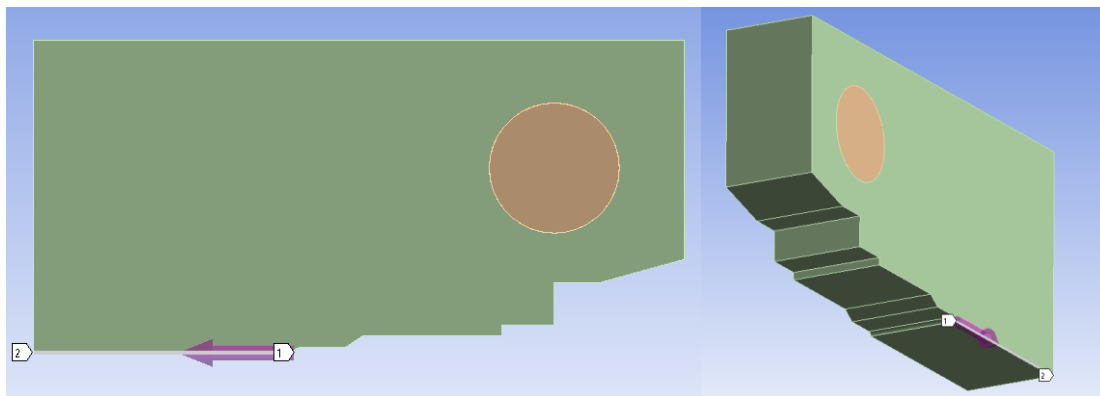


Figura 3.17 - *PATH* en la dirección que se busca encontrar los campos tensionales.

Finalmente se configuran las condiciones de contorno para el componente. Se aplicó en las caras laterales del volumen del pasador el valor de la fuerza que se obtuvo experimentalmente, que por ejemplo en el caso del acero X80 en una condición de ambiente de $5\text{mA}/\text{cm}^2$ y con $p=0.5\text{mm}$, el valor de las cargas aplicadas que se corresponden con las cargas experimentales en el momento

en que comienzan a propagar las grietas por FIA (P^N_Q), corresponde a 34.89kN. Y como última condición se aplica un Fixed Support en la cara inferior del volumen de la probeta, justo donde está la entalla, como se muestra en la figura 3.18.

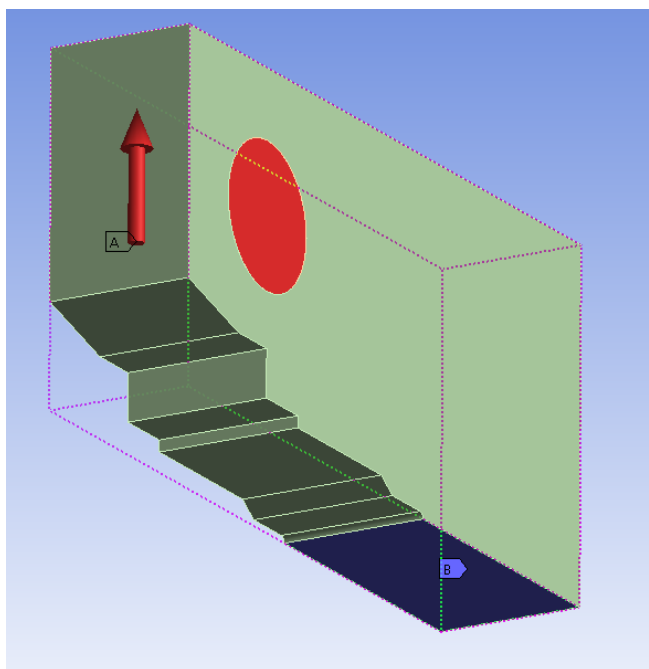


Figura 3.18 - Condiciones de Contorno aplicadas a la probeta.

De esta manera se obtiene el perfil de tensiones con el cual se puede definir la $L/2$, así como la tensión inherente, los dos parámetros de la TDC, cuyos resultados se muestran en el siguiente capítulo y a partir de los cuales se predice el valor de K^N_{IEAC} .

3.4. APLICACIÓN DE LA TDC SOBRE PROBETAS AXILSIMÉTRICAS ENTALLADAS EN AMBIENTES DE FRAGILIZACIÓN POR HIDRÓGENO.

Como se realizó con las probetas C(T), los datos necesarios para llevar a cabo la simulación, fueron obtenidos a través de ensayos que se llevaron a cabo con el acero X80. Cabe destacar que las propiedades mecánicas a tracción del material son las mismas utilizadas con las probetas C(T).

3.4.1. Geometría de Probeta seleccionada

La geometría utilizada para este estudio es una axil simétrica con radio redondeado de entalladura. Se ha decidido trabajar con esta tipología de probeta, debido a que ya existe bibliografía y estudios que son una referencia de comparación con los datos que se obtengan en los ensayos realizados en este estudio. Se ha considerado particularmente como referencia [70]. Además, de estudiar el efecto geométrico sobre la influencia de la presencia de hidrógeno en el comportamiento mecánico de este material.

Se conoce que la aparición de fenómenos de fisuración inducida por Hidrógeno están relacionados a variables intrínsecas del material, como la microestructura, o tensiones y estados de deformación presentes en la zona, siendo la zona más crítica donde se desarrollan estados de máxima tensión triaxial, ya que ahí la deformación volumétrica es máxima y este hecho favorece la acumulación del hidrógeno y la propagación de fisuras por ser el estado de tensión más desfavorable (triaxialidad).

Este trabajo se ha llevado a cabo considerando dos radios de entallas; $p=0.5\text{mm}$, $p=1\text{mm}$, ya que los diferentes radios producen variaciones importantes en la triaxialidad de la tensión. De acuerdo a las Normas Europeas ESIS P6-98[71], se mantiene la sección neta en el ligamento (5mm) en ambas geometrías, sólo varía el radio de la entalla. La figura 3.19 presenta las probetas utilizadas con dimensiones en unidades de milímetros.

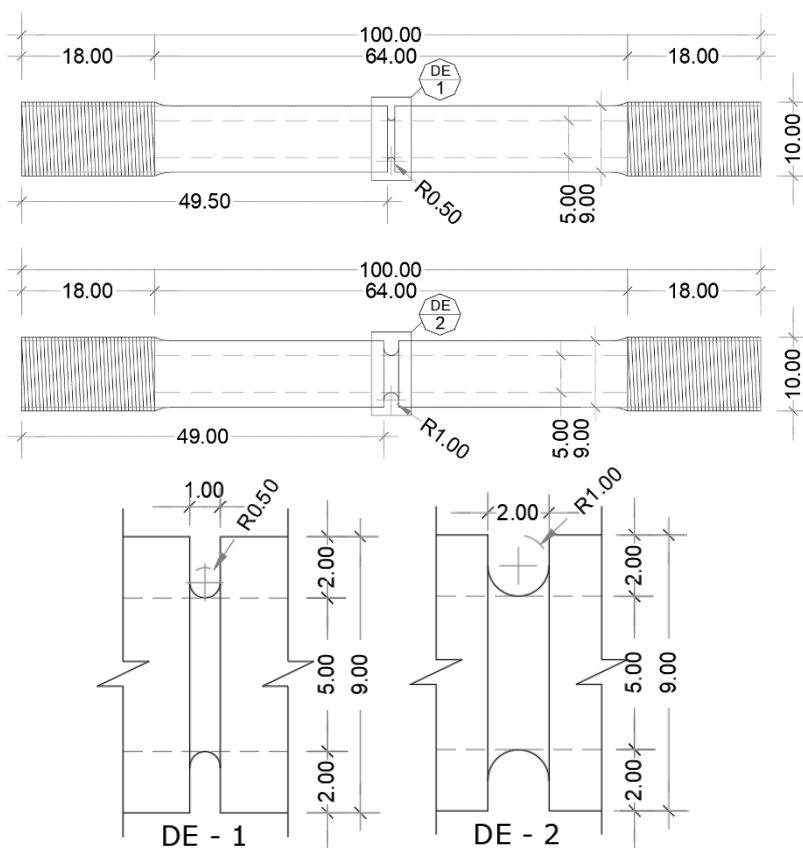


Figura 3.19 - Geometría de probetas axil simétricas utilizadas en este estudio.

3.4.2. Ensayos Mecánicos

Los ensayos sobre probetas axil simétricas se realizaron según las recomendaciones de la norma ISO 7539 [56], colocándolas en una celda electrolítica, de forma que la parte central de la probeta quedó completamente sumergida dentro de la solución acuosa.

Para evitar la formación de burbujas en la superficie de la probeta y garantizar la adsorción continua de hidrógeno en el material, el líquido se agitó mediante un pequeño flujo continuo de argón dentro de la celda; La figura 3.20 es una vista esquemática y general del montaje experimental, donde el contra electrodo empleado fue un alambre de platino enrollado alrededor de la probeta.

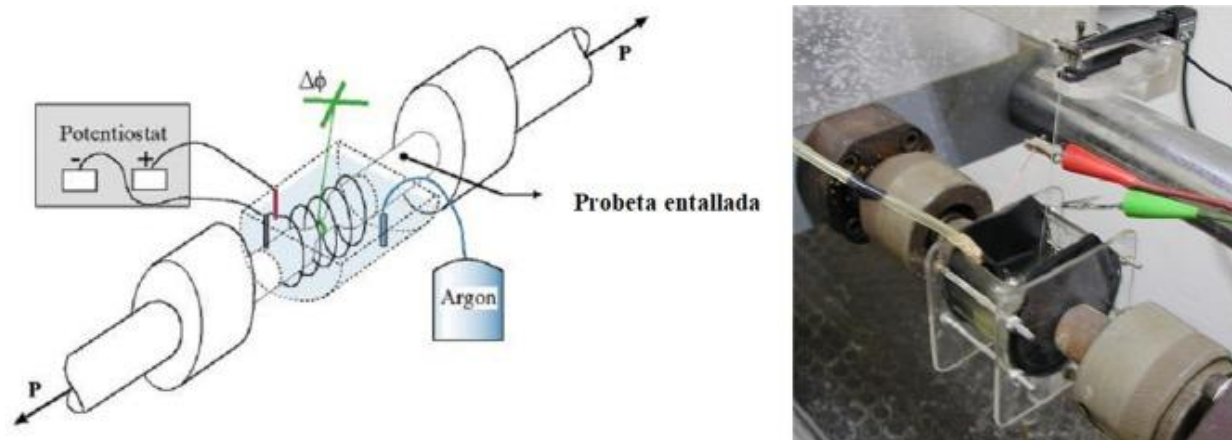


Figura 3.20 - Vista esquemática (izquierda) y general (derecha) de la configuración experimental. [70]

Antes de iniciar el ensayo, las muestras se sometieron a absorción de hidrógeno exponiéndolas durante 24 horas al ambiente, tiempo considerado suficiente [72] para una distribución adecuada y homogénea del hidrógeno. Posteriormente se inició el ensayo de velocidad de deformación lenta mientras se aplica simultáneamente la polarización catódica, siendo los resultados directos el registro de variación fuerza-alargamiento ($P-\Delta\Phi$), hasta la rotura, el resultado de esta relación se aprecia gráficamente en la figura 3.23. A partir de este ensayo se obtienen los valores de carga máxima hasta la rotura y que se utilizan en la simulación por elementos finitos.

Las velocidades utilizadas en el ensayo han sido las de $1.10E-8$ y $1.10E-9$, las cuales fueron estimadas a partir de las velocidades que aparecen en un estudio similar realizado en probetas axil simétricas [70]. Debido a que uno de los radios de entalla del estudio de referencia (Figura 3.21) no coincide con el radio de entalla de este estudio, se realizó una interpolación de los datos para obtener el valor aproximado correspondiente a la velocidad a usar con un radio de 1.00mm. La figura 3.22, presenta dicha interpolación.

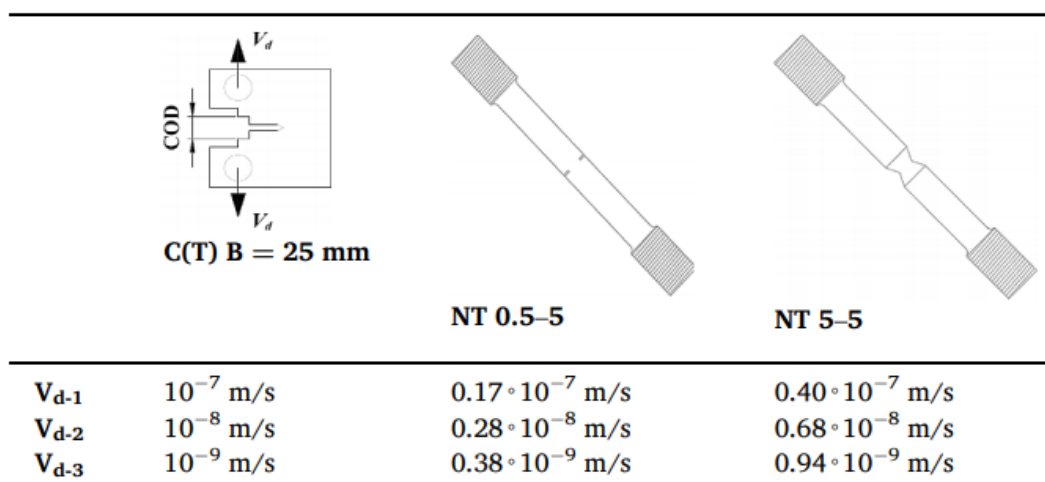


Figura 3.21 - Velocidades utilizadas en estudio de referencia.[70]

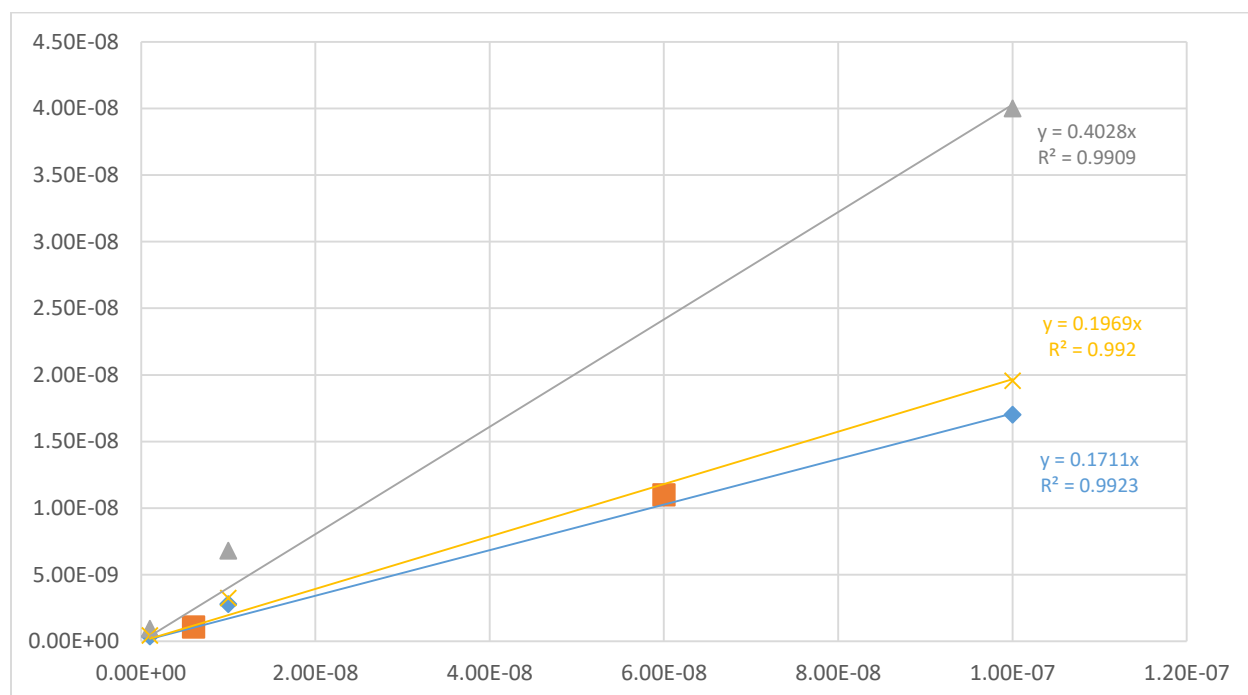


Figura 3.22 – Interpolación de velocidades en estudio de referencia [70] para encontrar el valor correspondiente al radio de 1.00mm. Los puntos gruesos son las velocidades empleadas en este trabajo.

Como se observa en la figura 3.22, el valor para el radio de 1.00mm, definido por interpolación lineal de los valores encontrados en [70], tiene una diferencia mínima con el del radio 0.5mm, por lo que se usaron las mismas velocidades para ambos radios de entallas.

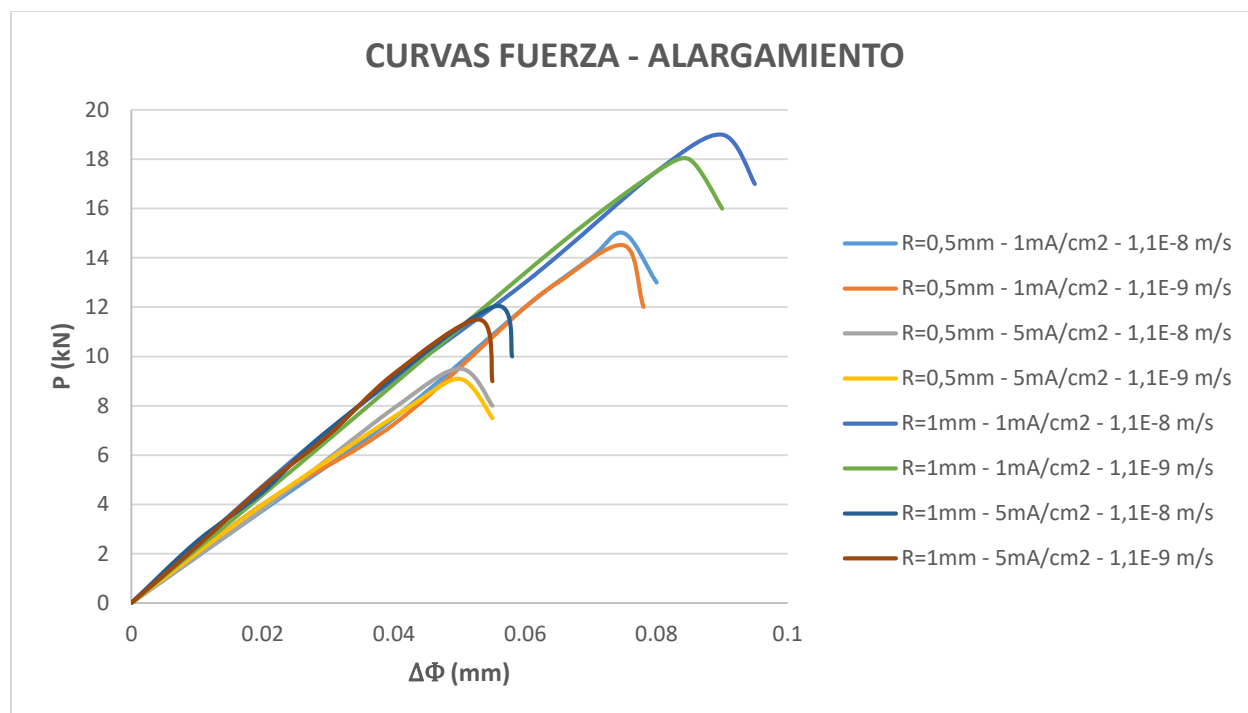


Figura 3.23 – Registro de P - $\Delta\Phi$ en probetas axil simétricas con entallas de 0.5mm y 1.00mm, en ensayados en dos ambientes y a dos velocidades. Valores obtenidos de P_Q .

Se toman los valores máximos de carga por cada curva para los resultados siguientes, los cuales se reflejan en la tabla resumen 3.7.

Tabla 3.7 - Valor de P_Q obtenido mediante ensayos en probetas Axil simétricas.

Material	Densidad de corriente (mA/cm ²)	Velocidad de ensayo (m/s)	ρ (mm)	P_Q (kN)
X80	5mA/cm ²	6·10-8	0.5	9.5
			1	12.0
		6·10-9	0.5	9.1
			1	11.5
	1mA/cm ²	6·10-8	0.5	15.0
			1	19.0
		6·10-9	0.5	14.5
			1	18.0

3.4.3. Obtención de los parámetros de la TDC a través de perfiles tensionales obtenidos mediante simulación por Elementos Finitos.

Para la obtención de los parámetros de la TDC en probetas axil simétricas, se optó por el mismo método utilizado con las probetas C(T), es decir, la simulación por elementos finitos, en este caso utilizando el programa ANSYS MECHANICAL (WORKBENCH) [69].

En este caso la configuración de propiedades mecánicas de la probeta será la misma realizada para las probetas C(T), y de acuerdo al radio de entalla, como al material y el ambiente de trabajo establecido se designaron los valores en la pestaña de *Engineering Data*, referirse a la figura 3.18. Sin embargo, para la modelización de la geometría, analizando la probeta y sus propiedades de simetría se decidió trabajar con un modelo 2D (2D Behavior), y axisimétrico (Axsymmetric) y de esta manera se disminuyó el gasto computacional para agilizar el proceso de análisis. La probeta fue modelada en un cuarto de su perfil y en la mitad, esto para hacer una verificación de que los datos han sido ingresados de manera correcta, ya que ambos modelos obtuvieron los mismos resultados.

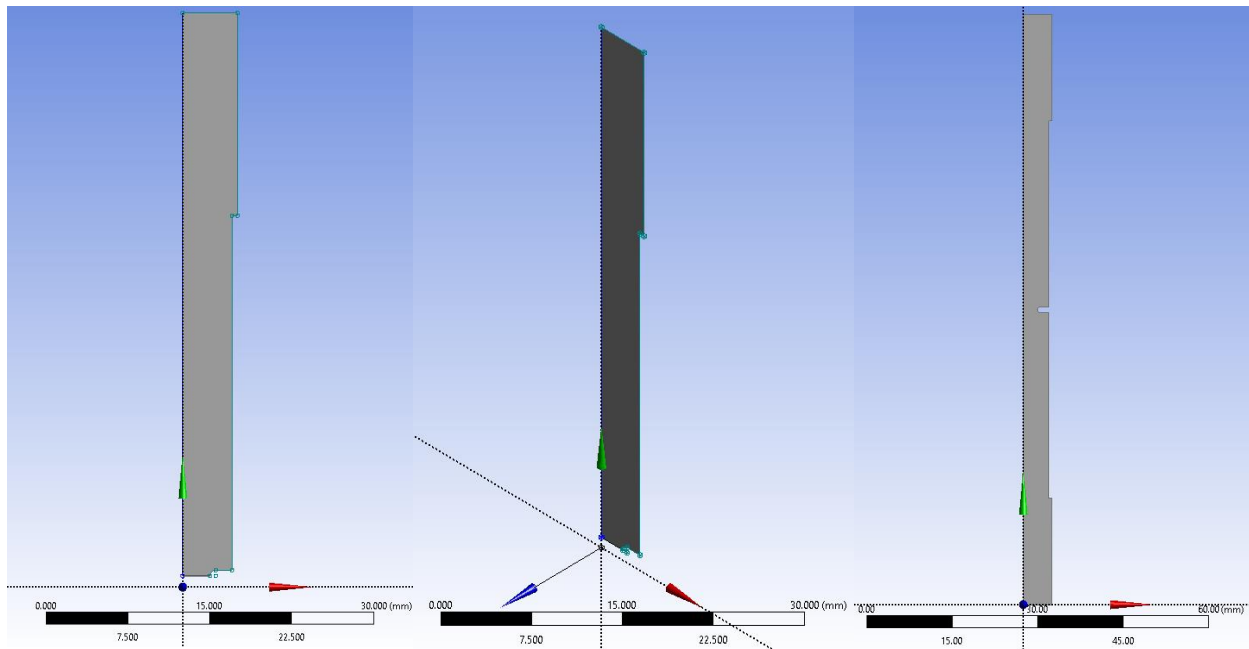


Figura 3.24 – Vista frontal e isométrico de geometría de probeta de tracción en Design Modeler, ANSYS MECHANICAL WB. Modelado con un cuarto y mitad de perfil.

En el espacio *Model*, primeramente, se definió la condición de modelo con comportamiento axisimétrico y luego se procedió a mallar con elementos hexaedros. Para afinar la malla en la zona de entalla se creó un nuevo sistema de coordenadas para colocar una *Sfere of Influence* (esfera de influencia) en el vértice de la entalla, con un radio de 1.5mm y el tamaño de los elementos en dependencia de p para asegurar 50 elementos en el perímetro de la entalla. También se aplicó la condición de simetría en el eje donde rota, para generar la forma cilíndrica. La figura 3.24 muestra la configuración del mallado, así como de la simetría aplicada.

[Capte la atención de los lectores mediante una cita importante extraída del documento o utilice este espacio para resaltar un punto clave. Para colocar el cuadro de texto en cualquier lugar de la página, solo tiene que arrastrarlo.]

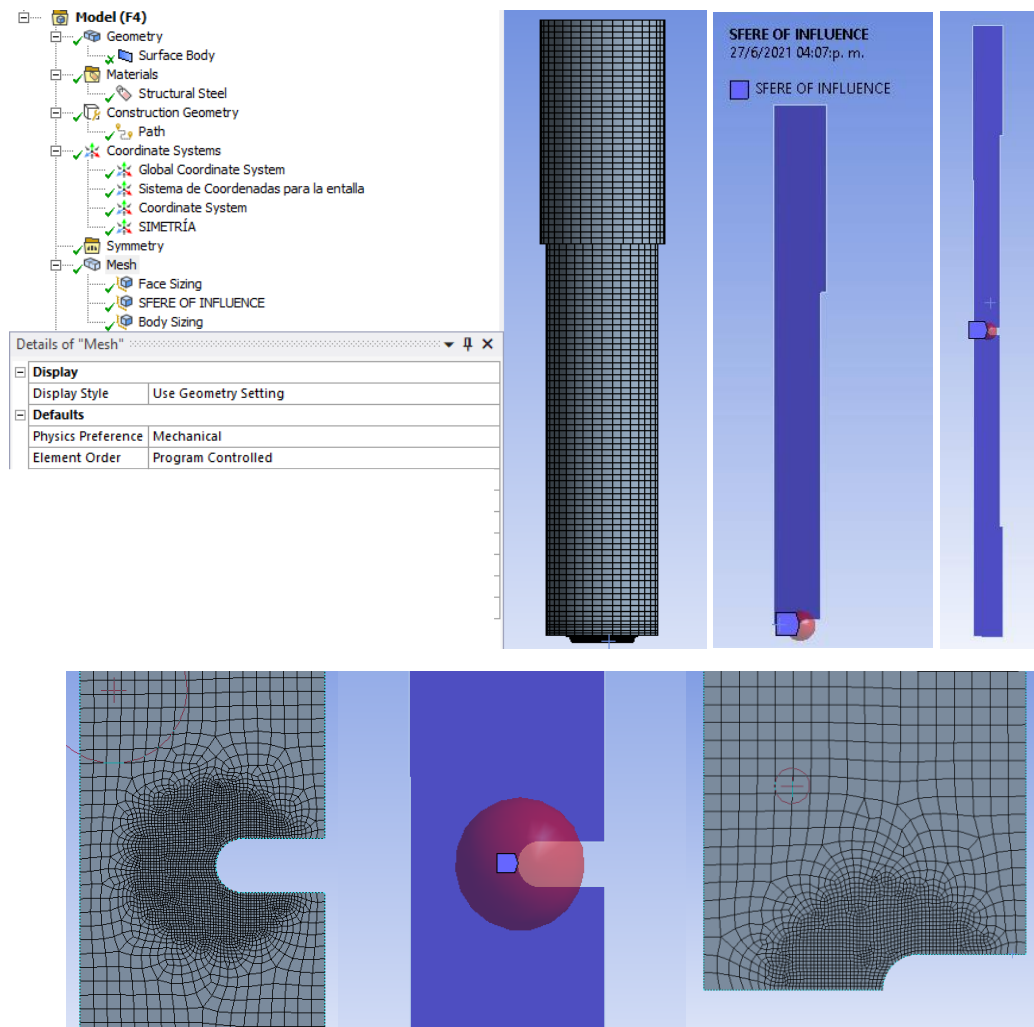


Figura 3.25 - Configuración de mallado y condición de simetría en probeta axil simétrica. Parte inferior de figura muestra a mayor detalle la configuración de mallado en la entalla con Esfera de Influencia.

Una vez definido el mallado, en un nuevo sistema de coordenadas con origen en la entalla, se creó un **PATH** para calcular el campo de tensiones en esa zona, y se aplicaron las condiciones de contorno. Las condiciones aplicadas fueron un **Fixed Support** en la base de la entalla (en el caso de un cuarto de perfil) y/o en el extremo inferior del perfil (en la mitad del perfil), y una **fuerza** a tracción con el valor de P_Q que correspondía a cada geometría por radio de entalla, material, así como ambiente, de manera que se obtuvo el perfil de tensiones en función de la distancia en el frente de grieta, lo que permitió conocer los valores de los parámetros de la TDC de $L/2$ y σ_0 .

La figura 3.26 muestra el posicionamiento del **PATH** respecto a la geometría, que en este caso se colocó en el dentro de la entalla en dirección exterior a interior, ya que lo que se busca es el campo tensional en el frente de la entalla.

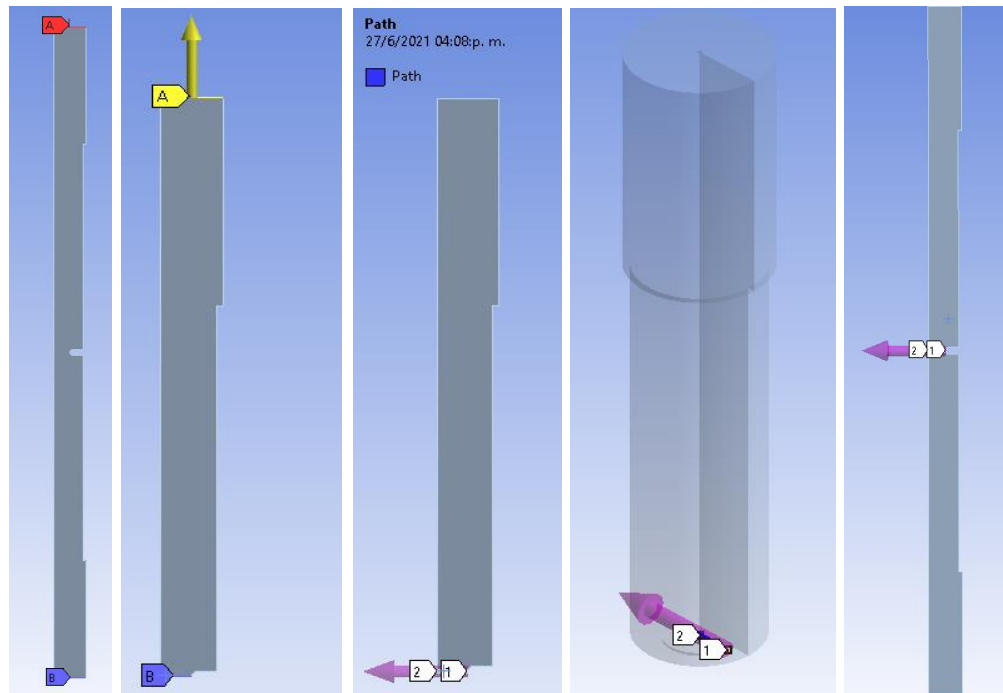


Figura 3.26 - Condiciones de contorno, Path en probeta axil simétrica. Cuarto de perfil y mitad de perfil.

Cabe destacar que la tensión normal (Normal Stress), se solicita en el PATH y en este caso según el eje de coordenadas en la orientación de Y. Junto a la tabla con los valores perfil de tensiones en relación al desplazamiento, el programa genera una gráfica como la de la figura 3.27. Estas son las curvas que se intersectan de acuerdo a los diferentes radios de entallas, pero en las mismas condiciones de ambiente y la misma velocidad de desplazamiento, definiendo de manera gráfica el valor de los parámetros de la TDC, en el siguiente capítulo se presentan los resultados gráficamente.

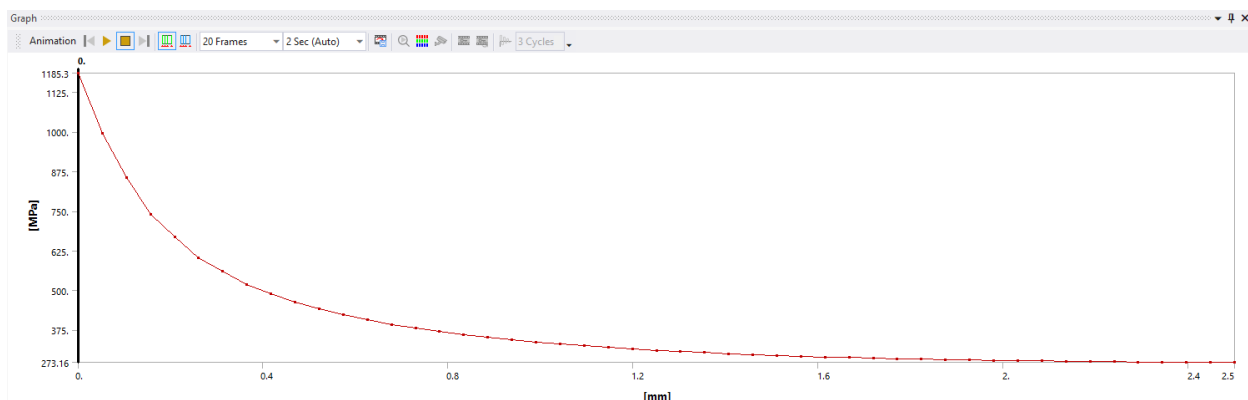


Figura 3.27 - Gráfica de perfil de tensiones generado en ANSYS.

CAPÍTULO

4. RESULTADOS Y ANÁLISIS

4.1. INTRODUCCIÓN

En este capítulo se reúnen los resultados obtenidos a partir de la simulación por elementos finitos para el acero X80 en las probetas simuladas tipo C(T) y para las probetas simuladas axil simétricas, de acuerdo a los respectivos radios de entallas, así como los ambientes estudiados propuestos para este análisis.

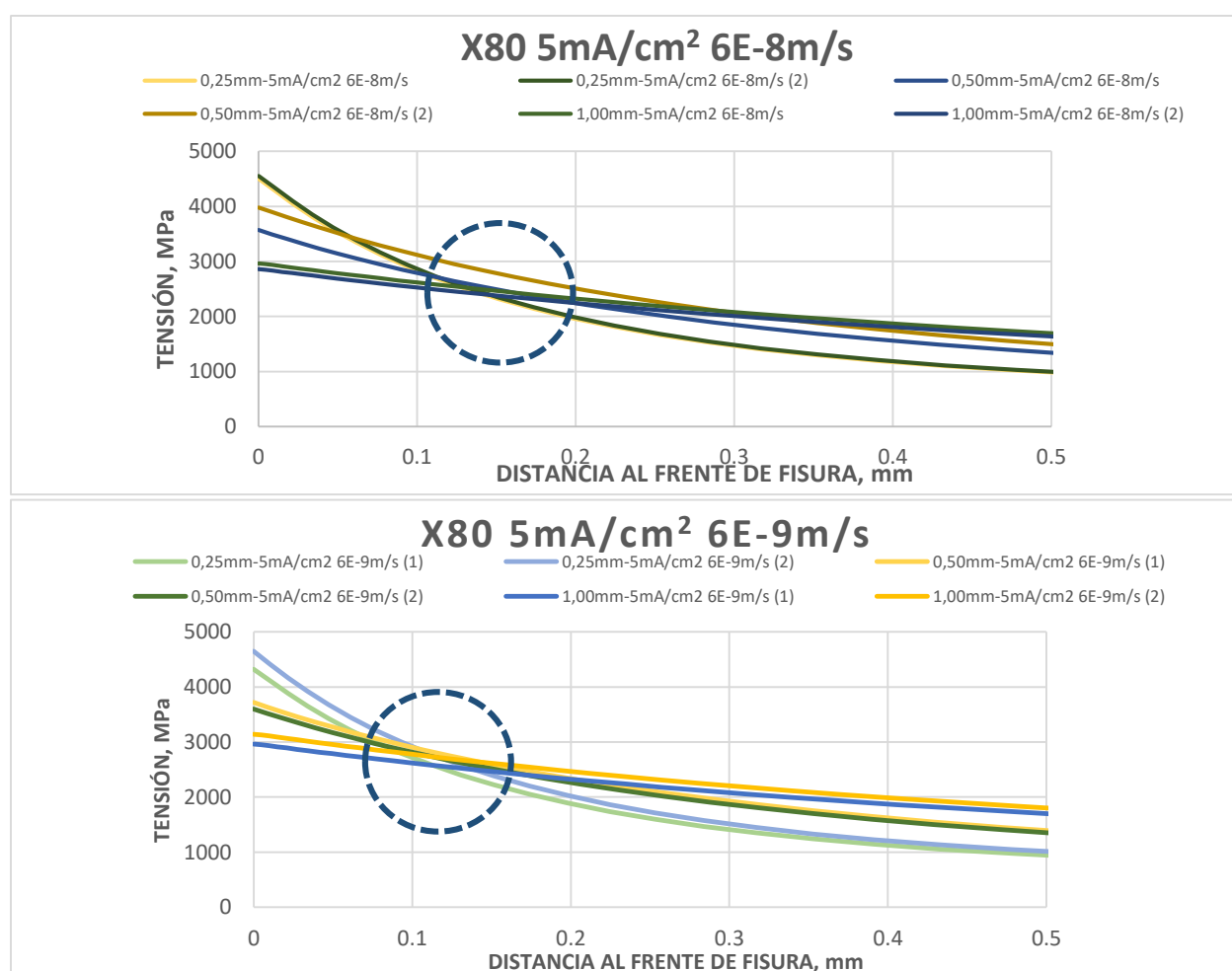
Se presentan los perfiles de tensiones en función del desplazamiento en el frente de entalla, con los cuales se encontraron los parámetros de la TDC para cada caso estudiado.

Para finalizar se plantea un análisis de los resultados obtenidos y las predicciones proporcionadas por la TDC, con especial interés en el efecto del radio de entalla.

4.2. RESULTADOS EN C(T)

A través de la simulación por elementos finitos que se realizó en ANSYS MECHANICAL (WORKBENCH) se obtuvieron los perfiles tensionales en el momento en el cual grieta empieza la propagación debido a la FIA, esto de acuerdo a los diferentes radios de entalla, material y condiciones ambientales estudiadas. Con estos resultados y aplicando los métodos del Punto y de la Línea se obtienen los parámetros característicos de la TDC de forma gráfica, los cuales se muestran en la figura 5.1, que representan los perfiles tensionales del acero X80, obtenidos en la simulación realizada en este estudio usando ANSYS [69].

Para proceder con el Método del punto se grafican los diferentes perfiles tensionales de acuerdo a los radios de entalla (en las diferentes combinaciones de velocidad de desplazamiento y densidad de corrientes aplicadas), y donde se intersectan se definen las coordenadas de los parámetros de la TDC ($L_{EAC}/2$, σ_{0EAC}), que en las figuras antes mencionadas se evidencian con un círculo.



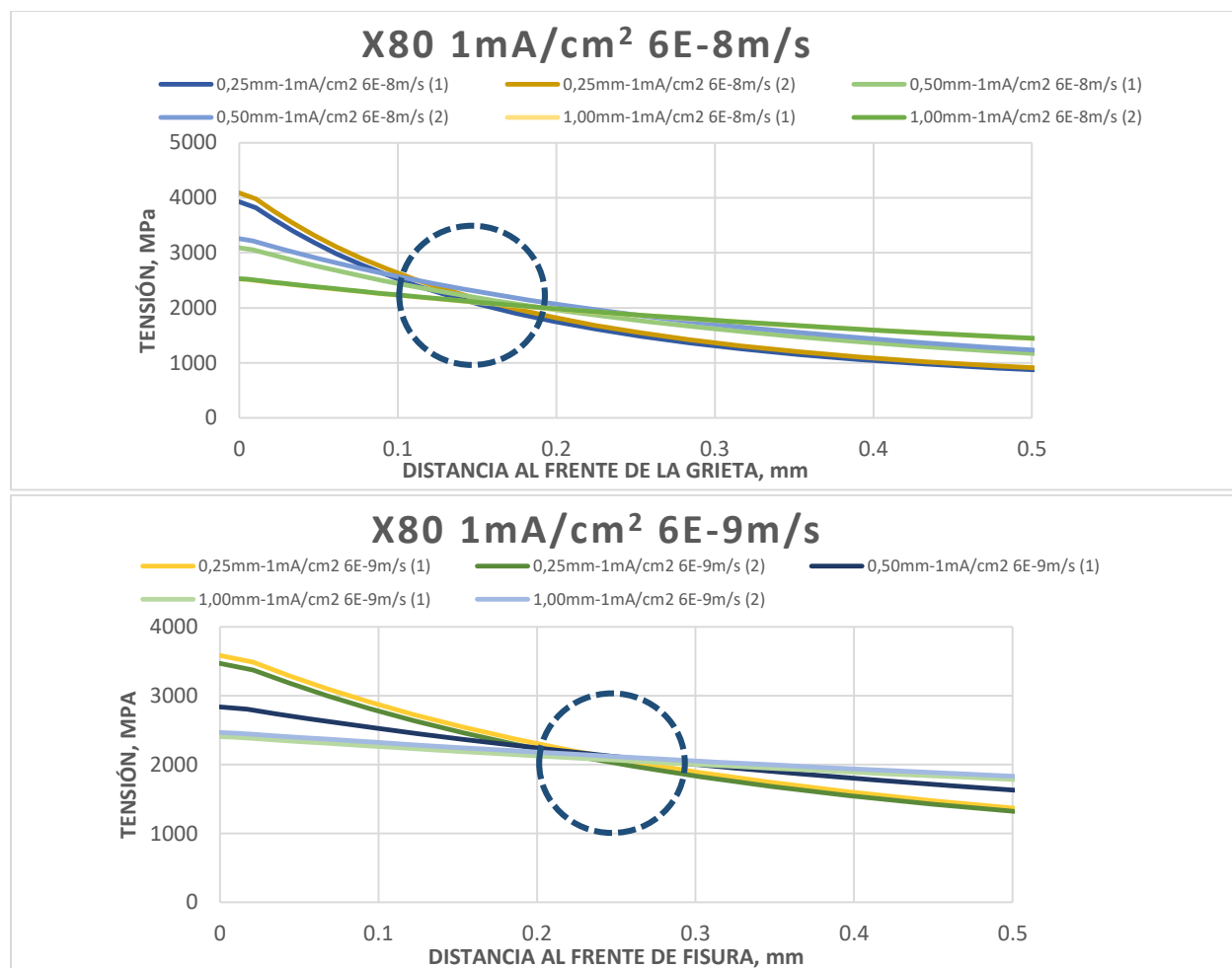


Figura 4.1 - Perfiles tensionales del acero X80. De arriba abajo: 5 mA/cm², 6·10⁻⁸ m/s; 5 mA/cm², 6·10⁻⁹ m/s; 1 mA/cm², 6·10⁻⁸ m/s; 1 mA/cm², 6·10⁻⁹ m/s. Probetas C(T). Estos perfiles fueron obtenidos por simulación en ANSYS MECHANICAL WORKBENCH en este estudio.

Tabla 4.1 - Parámetros de la TDC obtenidos por González [46].

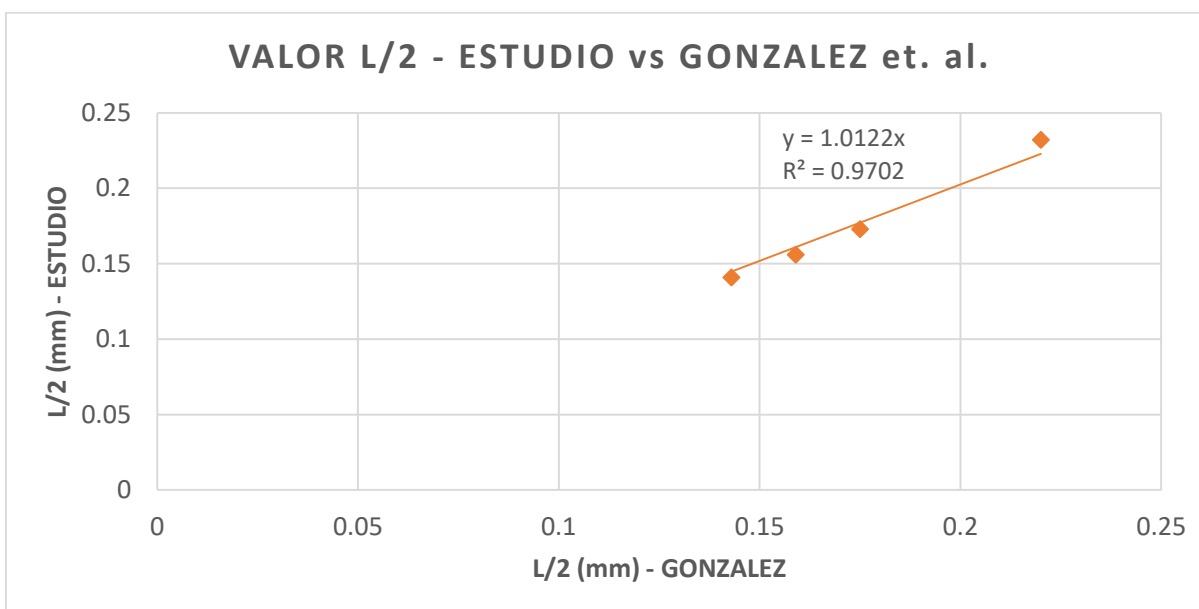
RESULTADOS OBTENIDOS EN LA TESIS DE GONZALEZ [46]					
Material	Densidad de corriente (mA/cm ²)	Velocidad de ensayo (m/s)	$\frac{L_{EAC}}{2}$ (mm)	L_{EAC} (mm)	σ_{OEAC} (MPa)
X80	5mA/cm ²	6·10 ⁻⁸	0.143	0.286	2630.82
		6·10 ⁻⁹	0.175	0.350	2568.03
	1mA/cm ²	6·10 ⁻⁸	0.159	0.318	2315.72
		6·10 ⁻⁹	0.22	0.440	2047.12

Tabla 4.2 - Parámetros de la TDC obtenidos mediante simulación en este estudio (ANSYS).

RESULTADOS OBTENIDOS EN ESTE ESTUDIO					
Material	Densidad de corriente (mA/cm ²)	Velocidad de ensayo (m/s)	$\frac{L_{EAC}}{2}$ (mm)	L_{EAC} (mm)	σ_{OEAC} (MPa)
X80	5mA/cm ²	6·10-8	0.141	0.282	2403.78
		6·10-9	0.173	0.356	2396.82
	1mA/cm ²	6·10-8	0.156	0.312	2087.89
		6·10-9	0.232	0.264	2038.89

El objetivo de simular por elementos finitos la probeta C(T), de la cual ya existían los datos y resultados, era la calibración del modelo en un software diferente del que fueron obtenido los datos en la tesis [46], de esta manera se verifica que tanto los datos como las condiciones de contorno fueron considerados e ingresados a ANSYS (en este estudio) de manera análoga a lo que se hizo en ABAQUS [46]. Como se puede ver en las tablas 4.1 y 4.2 los resultados obtenidos por simulación tienen una tendencia similar al comportamiento obtuvo González y las diferencias en los valores no suponen un margen importante, como se expresa en las figuras 4.2 y 4.3.

Las observaciones generales sobre los resultados de este estudio se ajustan a las mismas realizadas por González [46], donde se aprecia que la tensión inherente (σ_0), siempre es mucho mayor al límite elástico y tensión de rotura. También es evidente que la velocidad de ensayo más lenta es también la más perjudicial para el material, ya que los valores de la tensión inherente decrecen a esta velocidad, independientemente de las condiciones de ambiente en el cual se ensaye.

Figura 4.2 - Valor de $L/2$. Comparación entre datos obtenidos en el estudio realizado y el González [46].

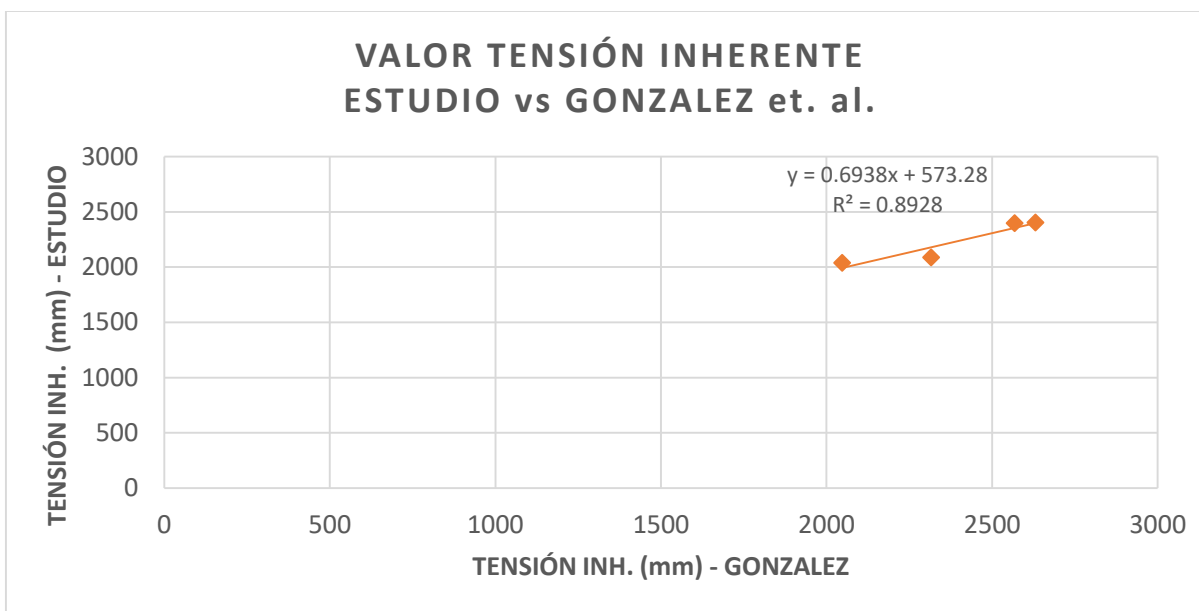


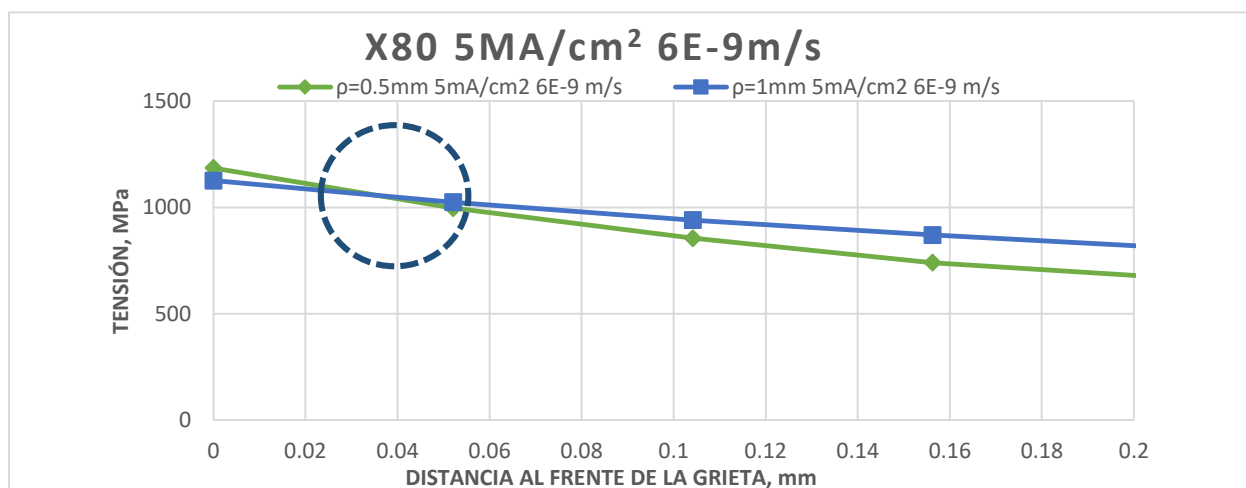
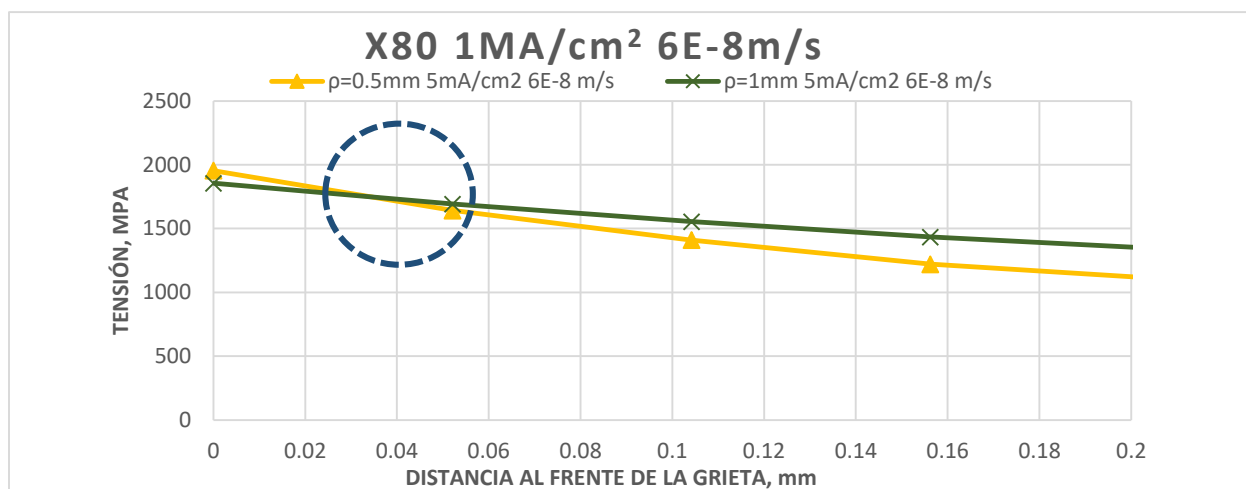
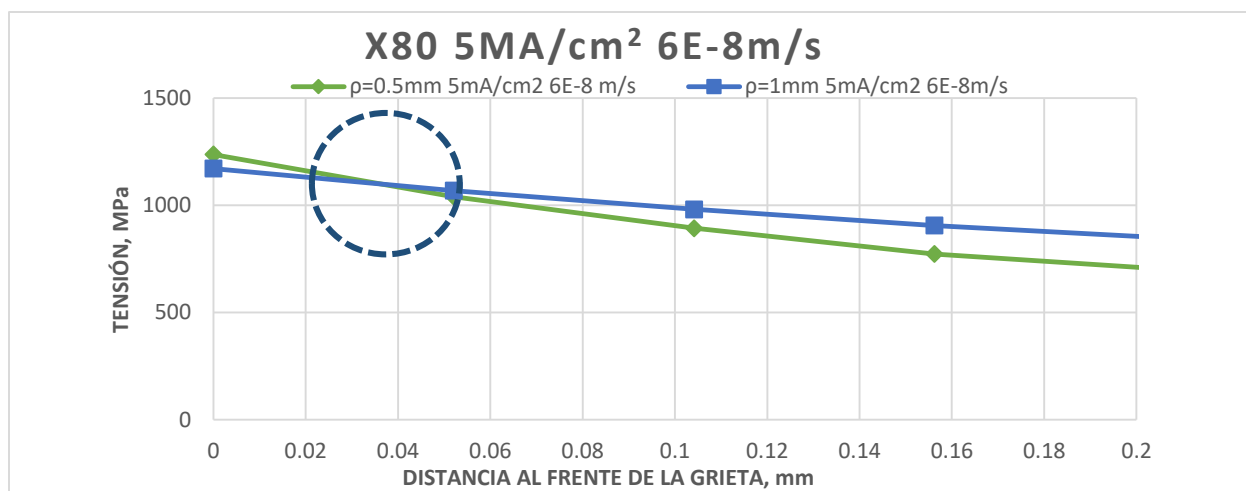
Figura 4.3 - Tensión Inherente. Comparación entre datos obtenidos el estudio realizado y el González [46].

4.3. RESULTADOS EN PROBETAS AXILSIMÉTRICAS

Con la simulación de la probeta C(T), se calibró el software de manera que se pudiera usar con otras geometrías, y para este caso de estudio fue se simuló la probeta axil simétrica con sus diferentes radios de entallas y las propiedades del material de acuerdo a los ambientes y velocidades estudiados.

A diferencia de la probeta C(T), esta simulación se realizó en 2D bajo una condición de axisimetría, para la validación de la metodología de simulación, se modeló con un cuarto de probeta y con la mitad de esta, (como queda planteado en el capítulo anterior), obteniendo los mismos resultados, lo que sugiere un correcto uso y aplicación de las condiciones de contorno que se consideran en este estudio. Cabe destacar que con la simulación por elementos finitos se obtiene el perfil de tensiones por cada probeta simulada, posteriormente con estos resultados se obtiene de manera gráfica empleando el Método del Punto (PM) los parámetros de la TDC (L_{EAC} , σ_0), y con los cuales es posible predecir la K_{EAC}^N .

Los perfiles tensionales con los diferentes radios de entalla, pero bajo la misma condición de ambiente y velocidad se intersectan definiendo en ese punto los valores para la tensión inherente, así como $L/2$. A continuación se muestran los resultados gráficamente de los parámetros obtenidos de la TDC y los cuales se evidencian con un círculo.



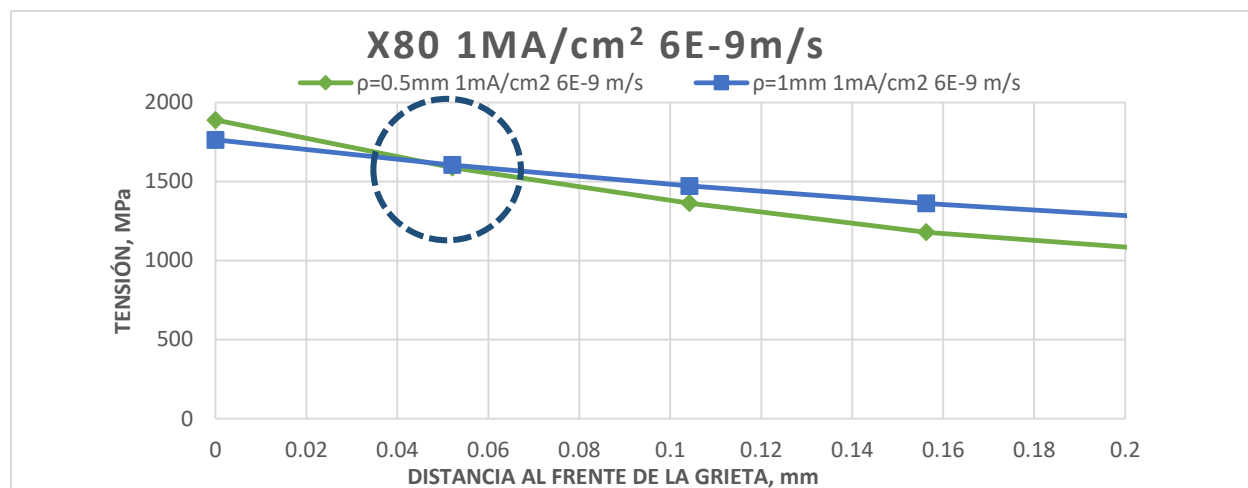


Figura 4.4 - acero X80. De arriba abajo: 5 mA/cm², 6·10-8 m/s; 1 mA/cm², 6·10-8 m/s; 5 mA/cm², 6·10-9 m/s; 1 mA/cm², 6·10-9 m/s – Probetas Axil simétricas.

Tabla 4.3 - Resultados obtenidos mediante simulación por elementos finitos (en este estudio) de los perfiles tensionales de las probetas axil simétricas.

RESULTADOS OBTENIDOS EN ESTE ESTUDIO					
Material	Densidad de corriente (mA/cm ²)	Velocidad de ensayo (m/s)	$\frac{L_{EAC}}{2}$ (mm)	L_{EAC} (mm)	σ_{OEAC} (MPa)
X80	5mA/cm ²	6·10-8	0.035	0.070	1088.42
		6·10-9	0.038	0.076	1038.10
	1mA/cm ²	6·10-8	0.037	0.074	1776.15
		6·10-9	0.050	0.100	1591.20

Primeramente, se debe recordar que uno de los objetivos de este estudio es conocer el efecto de entalla en geometría axil simétrica, ya que por su morfología desarrolla zonas de alta tensión triaxial (deformación volumétrica máxima), una de las principales características mecánicas de incidencia de los procesos de Fragilización inducida por Hidrógeno. Los resultados de este análisis difieren en gran medida de los resultados obtenidos con las probetas C(T), lo que evidencia efecto de la geometría.

En la tabla 4.3, se reflejan los valores obtenidos de los parámetros de la TDC, donde $L/2$ presenta una disminución de aproximadamente 4 veces el tamaño obtenido con las C(T), sin embargo, es proporcional a este, como se demuestra en la figura 4.5. Los resultados de la tensión Inherente (σ_0), también disminuyen en valor, pero muestran relación respecto a los de la C(T), en su comportamiento decreciente cuando los ensayos se realizan en la velocidad más lenta de 1.10E-9 como se expresa gráficamente en la figura 4.6.

4.4. VALIDACIÓN DE LA TDC EN AXILSIMÉTRICA.

En este documento se ha registrado todo el proceso llevado a cabo para evaluación de la idoneidad de aplicación de la Teoría de las Distancias Críticas sobre probetas axil simétricas en condiciones de Fragilización por Hidrógeno. Este análisis se referencia de [46], donde se usaron probetas C(T) en las mismas condiciones de ambientes, pero con diferentes velocidades de desplazamiento, ya que estas se basaron de un análisis realizado en el mismo tipo de geometría y con radios de entallas similares. Las figuras 4.5 y 4.6 reflejan los resultados de esta aplicación.

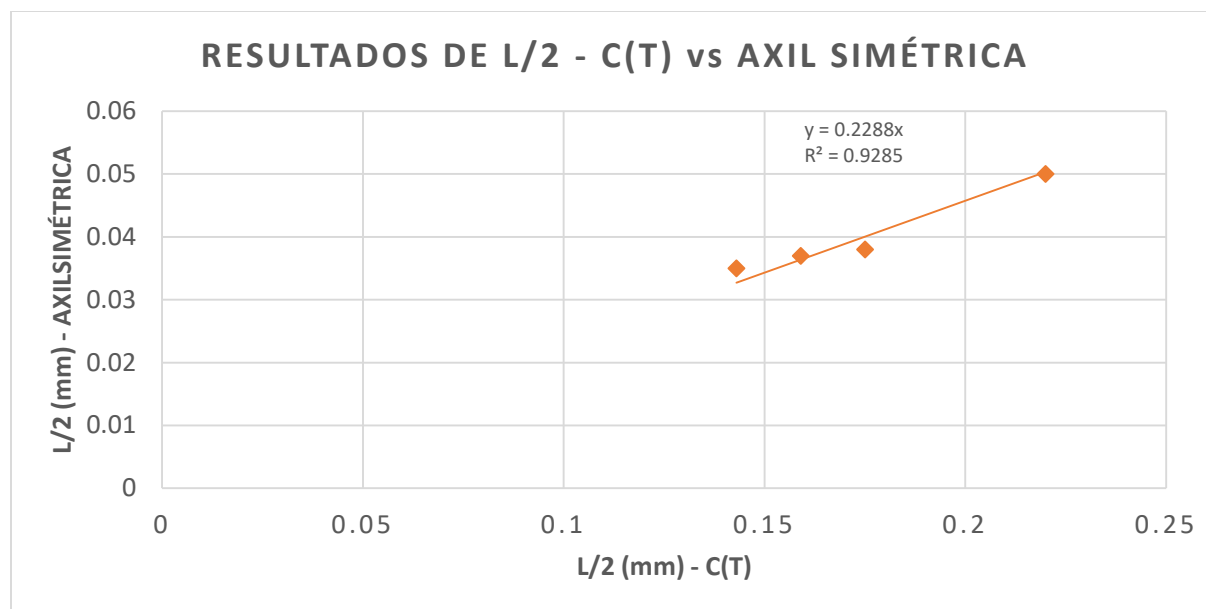


Figura 4.5 - Validación de resultados $L/2$ obtenidos en Axil simétrica vs C(T).

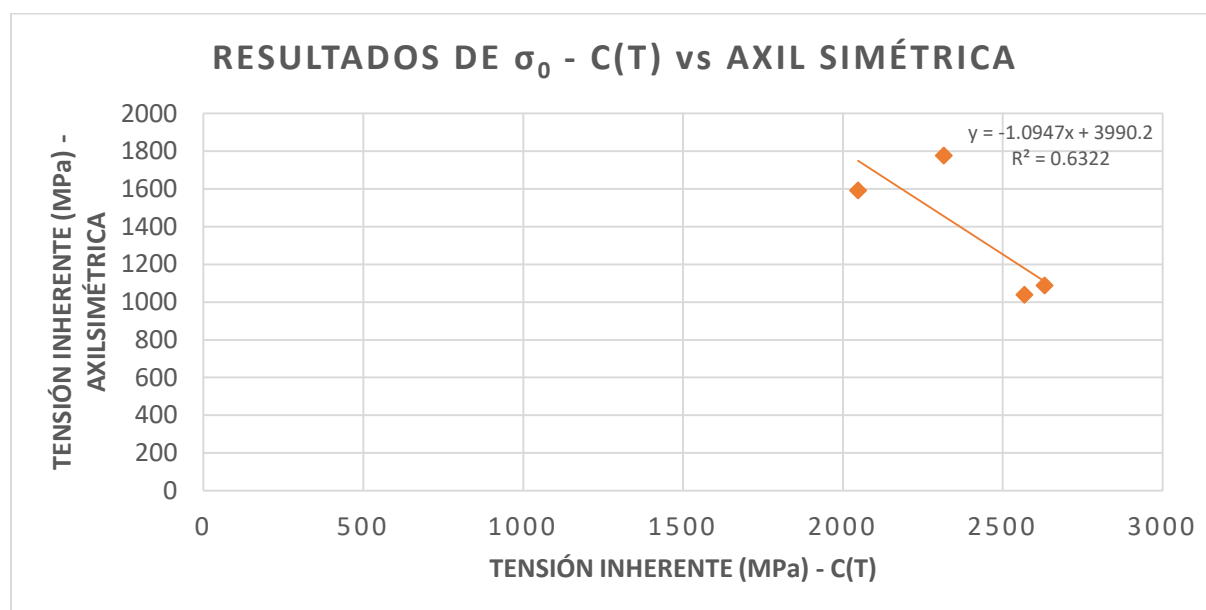


Figura 4.6 - Validación de resultados Tensión Inherente obtenidos en Axil simétrica vs C(T)

Como se comentó en el inciso anterior los valores de L_{EAC} obtenidos a través de este análisis en comparación con los resultados de la C(T), tienen una gran variación, correspondiente a la disminución de un 400% respecto a los obtenidos en las C(T), sin embargo, esto también puede deberse a la longitud remanente de la probeta, que en el caso de las C(T) es de 25mm (de una longitud de probeta de 62.5mm) y en las axil simétricas de 5mm (con un diámetro de 9mm), por lo que los resultados son proporcionales y mantienen el mismo comportamiento del estudio referenciado.

La tensión inherente también concuerda en su comportamiento de acuerdo a los ambientes y las velocidades de desplazamiento estudiadas respecto a los valores de comparación con las C(T), es decir, la notable disminución en las propiedades mecánicas del material (σ_0), cuyos ensayos fueron realizados con la velocidad más lenta. Sin embargo, los valores de tensión en el fondo de la entalla disminuyen mucho, esto puede ser consecuente a la influencia de la geometría axil simétrica con entallas redondeadas y la posible afectación de las condiciones de confinamiento en este tipo de probetas.

CAPÍTULO

5. CONCLUSIONES Y TRABAJO FUTURO

5.1. CONCLUSIONES

En el presente trabajo se ha estudiado la idoneidad de la aplicación de la TDC a probetas axilsimétricas de 9mm de diámetro de fuste con entallas circunferenciales en todo su perímetro de 2mm de longitud y radios de entalla en su frente de 0,5mm y 1,0mm (diámetro final de sección neta de 5mm) en condiciones de fragilización por hidrógeno. Para ello se ha empleado un acero X80 sometido a cuatro niveles de agresividad de polarización catódica (dos ambientes y dos velocidades en cada uno de ellos). A partir de los resultados experimentales se han generado sus perfiles de tensiones en el fondo de entalla mediante elementos finitos, y se ha obtenido los parámetros distancia crítica, L , y la tensión inherente, σ_0 , a partir del corte de los mismos empleando el método del punto.

Para su validación, se han tomado ensayos reales sobre probetas tipo C(T) entalladas con radios de entre 0,25 y 1,0mm, a partir de los cuales se han generado sus perfiles de tensiones en el fondo de entalla y calculado los parámetros L y σ_0 , igualmente empleando el método del punto.

Comprobándose que los resultados obtenidos de las probetas axilsimétricas, si bien tienen tendencias en el mismo sentido que los obtenidos con probetas C(T), presentan valores mucho menores en ambos casos.

Estos resultados antes descritos muestran una clara influencia de la geometría en relación a los parámetros de la TDC, debido claramente a que las condiciones de confinamiento en ambas situaciones son radicalmente diferentes. Aunque también se debe señalar que, aunque los valores presentan una clara disminución en orden a una proporción de entre 4-5 veces menor al valor obtenido en las probetas C(T), también presentan el mismo comportamiento antes las condiciones de ambiente y velocidades de desplazamiento aplicadas, por ejemplo; las tensiones inherentes experimentan una disminución en las condiciones de velocidad de desplazamiento más lento, lo que sugiere que no debe descartarse el uso de este método con esta geometría, sino que se deben considerar otros factores posibles de estudio y/o corrección que pueden estar ligados a la forma de la probeta y causar estas inconsistencias.

A pesar de estas tendencias en la misma dirección, en el caso de las probetas C(T) se tiene un alto confinamiento con entallas largas, deformación plana y presencia de esfuerzos de tracción y flexión, las probetas axilsimétricas tienen un bajo grado de confinamiento debido a entallas cortas, un pequeño diámetro de probeta, tensiones puras de tracción y simetría cilíndrica. Ello hace, por tanto, que la metodología propuesta no sea susceptible de una aplicación directa de la TDC, a menos que se introdujera algún tipo de corrección por confinamiento en los parámetros L y σ_0 obtenidos.

Los resultados no han sido concluyentes, sin embargo, han otorgado evidencias que indican nuevas líneas de trabajo a futuro que se exponen a continuación.

5.2. TRABAJO FUTURO

Por lo antes mencionado, la primera línea a abordar sería la introducción de algún tipo de corrección por confinamiento en los resultados obtenidos a partir de las probetas axilsimétricas. Esta podría sustentarse en la relación longitud/radio de entalla, así como en el diámetro de probeta axilsimétricas empleado.

Otra posible línea sería la aplicación del método de la línea para evaluar los resultados, ya que existen formulaciones para estimar la tenacidad a fractura a partir del uso de probetas axilsimétricas. De modo que podría estimarse la misma a partir de la carga máxima de los ensayos en probetas axilsimétricas y con ello estimar la tenacidad aparente.

Finalmente, una caracterización de otros materiales con diferentes microestructuras y resistencias mecánicas siempre sería enriquecedora.

CAPÍTULO

6. BIBLIOGRAFÍA Y REFERENCIAS

1. Balankin, A., *Mecánica de fractura: pasado, presente y futuro*, 2000. 2000.
2. Ucelli, A., *Leonardo Da Vinci*, 1956New York R. New York, 1956.
3. Galilei, G., *Discorsi e Dimostrazioni Matematiche Sopra due Nuove Sciebze*, 1638Elsevini. Leiden, 1638.
4. Griffith, A. A., *The phenomena of rupture and flow in solids.*, 1921Philosophi. London, 1921.
5. C.E., I., "Stress in a plate due to the presence of cracks and sharps corners.," *Proc. Inst. Nav. Archit.*, 1913 , .
6. Álvarez, G. Á., "Estudio de la retracción y el agrietamiento de arcillas. Aplicación a la arcilla de Bogotá," Universitat Politècnica de Catalunya (UPC), 2005.
7. Paris, P.C., Gomez, R.E., A. W. E., "A rational analytic theory of fatigue," *Trend Eng.*, 1961 , Vol. 13.
8. Arana, José Luis, González, J. J., *Mecánica de Fractura*, 2002Universida. Bilbao, 2002.
9. Begley, J. A. and Landes, J. D., "The *J* Integral as a Fracture Criterion," in *Fracture Toughness: Part II*, 1972, Corten, H. T., Ed. West Conshohocken, PA: ASTM International, 1972, pp. 1–23.
10. ASTM International, *Test Method for JIC, A Measure of Fracture Toughness (Withdrawn 1997)*, *ASTM E813-89E01*, 1989. West Conshohocken, PA, 1989.
11. Goldman, N. L. and Hutchinson, J. W., "Fully plastic crack problems: The center-cracked strip under plane strain," *Int. J. Solids Struct.*, 1975 , Vol. 11, No. 5, pp. 575–591.
12. Kumar, V., German, M. D., and Shih, C. F., "Engineering approach for elastic-plastic fracture analysis," United States, 1981 , .
13. WELLS, A. A., "Application of Fracture Mechanics at and Beyond General Yielding," *Br. Weld. J.*, 1963 , Vol. 10.
14. F.M. Burdekin, M. G. D., "Practical use of linear elastic and yielding fracture mechanics with particular reference to pressure vessels," in *Inst. Mech. Eng.*, 1971, London, 1971.
15. Shih, C. F., "Relationships between the J-integral and the crack opening displacement for stationary and extending cracks," *J. Mech. Phys. Solids*, 1981 , Vol. 29, No. 4, pp. 305–326.
16. Anderson, T. L. file:///C:/Users/Letici. F. A.-F. M.-F. and A.-C. (2005). pd., *Fracture Mechanics: Fundamentals and Applications*, 20113th ed. New York: Group, Taylor & Francis, 2011.
17. Hooke, R., "Ley de Hooke," 1678. [Online]. Available: <http://www2.ib.edu.ar/becaib/cd-ib/trabajos/Sanger.pdf>.
18. Irwin, G., "Analysis of stresses and strains near the end of a crack traversing a plate.," *J. Appl.*

- Mech.*, 1957 , , pp. 361–364.
19. Towers, J., “Plane Strain Crack Toughness Testing of High Strength Metallic Materials. W. F. Brown and J. E. Shrawley. ASTM, STP 410. New York. 1966. 129 pp. \\$.50,” *Aeronaut. J.*, 1967 , Vol. 71, pp. 665–666.
 20. E399, A., *Standard Test Method for Linear-Elastic Plane-Strain Fracture Toughness K_{Ic} of Metallic Materials*, 2017. West Conshohocken: ASTM International, 2017.
 21. E1820, A., *Standard Test Method for Measurement of Fracture Toughness*, ASTM International, 2018. West Conshohocken: ASTM International, 2018.
 22. 7448, B., *Fracture mechanics toughness tests, Part 1, Method for determination of K_{Ic} , critical CTOD and critical J values of metallic materials*, 1991. Londres: British Standards Institution, 1991.
 23. Williams, M. L., “Stress Singularities Resulting From Various Boundary Conditions in Angular Corners of Plates in Extension,” 1952, 1952.
 24. Gonzalez, S. C., “Evaluación de la integridad estructural de componentes sometidos a condiciones de bajo confinamiento,” Universidad de Cantabria, 2007.
 25. Nui, L. S., Chehimi, C., and Pluvinae, G., “Stress field near a large blunted tip V-notch and application of the concept of the critical notch stress intensity factor (NSIF) to the fracture toughness of very brittle materials,” *Eng. Fract. Mech.*, 1994 , Vol. 49, No. 3, pp. 325–335.
 26. Berto, F. and Lazzarin, P., “Recent developments in brittle and quasi-brittle failure assessment of engineering materials by means of local approaches,” *Mater. Sci. Eng. R Reports*, 2014 , Vol. 75, pp. 1–48.
 27. Pluvinae, G., “Fatigue and fracture emanating from notch; the use of the notch stress intensity factor,” *Nucl. Eng. Des.*, 1998 , Vol. 185, No. 2, pp. 173–184.
 28. Smith, E., “A comparison of Mode I and Mode III results for the elastic stress distribution in the immediate vicinity of a blunt notch,” *Int. J. Eng. Sci.*, 2004 , Vol. 42, No. 5–6, pp. 473–481.
 29. Sih, G. C., “Strain-energy-density factor applied to mixed mode crack problems,” *Int. J. Fract.*, 1974 , Vol. 10, No. 3, pp. 305–321.
 30. Pluvinae, G., Azari, Z., Kadi, N., Dlouhý, I., and Kozák, V., “Effect of ferritic microstructure on local damage zone distance associated with fracture near notch,” *Theor. Appl. Fract. Mech.*, 1999 , Vol. 31, No. 2, pp. 149–156.
 31. I. Elayachi, G. Pluvinae, M.O. Bensalah, M. Lebienvu, I. D., *To joint effect of temperature and notch root radius on fracture toughness*, 2005. Eng. Mech., 2005.
 32. Taylor, D., “The theory of critical distances: A history and a new definition,” *SDHM Struct. Durab. Heal. Monit.*, 2006 , Vol. 2, pp. 1–10.
 33. Neuber, H., “Theorie der technischen Formzahl,” *Forsch. auf dem Gebiet des Ingenieurwesens A*, 1936 , Vol. 7, No. 6, pp. 271–274.
 34. Peterson, R. E., *Methods of correlating data from fatigue tests of stress concentration specimens*, 1938. Stephen Timoshenko Anniv., 1938.
 35. Neuber, H., “Theory of notch stresses : principles for exact calculation of strength with reference

- to structural form and material," 1958, 1958.
36. WAISMAN, G. S. and WAISMAN, J. L., *Metal Fatigue. Edited by George Sines ... and J.L. Waisman*, 1959. McGraw-Hill Book Company, 1959.
 37. Peterson, R. E., "Notch sensitivity," *Met. Fatigue*, 1959 , , pp. 293–306.
 38. Tanaka, K., "Engineering formulae for fatigue strength reduction due to crack-like notches," *Int. J. Fract.*, 1983 , Vol. 22, No. 2, pp. R39–R46.
 39. Kinloch, A. J. and Williams, J. G., "Crack blunting mechanisms in polymers," *J. Mater. Sci.*, 1980 , Vol. 15, No. 4, pp. 987–996.
 40. D, T., *The Theory of Critical Distances: A new perspective in fracture mechanics*, 2007. Elsevier, 2007.
 41. Susmel, L. and Taylor, D., "An Elasto-Plastic Reformulation of the Theory of Critical Distances to Estimate Lifetime of Notched Components Failing in the Low/Medium-Cycle Fatigue Regime," *J. Eng. Mater. Technol.*, 2010 , Vol. 132, No. 2.
 42. Susmel, L., "The theory of critical distances: a review of its applications in fatigue," *Eng. Fract. Mech.*, 2008 , Vol. 75, No. 7, pp. 1706–1724.
 43. Pugno †, N. M. and Ruoff ‡, R. S., "Quantized fracture mechanics," *Philos. Mag.*, 2004 , Vol. 84, No. 27, pp. 2829–2845.
 44. Dempsey, J. P., Adamson, R. M., and Mulmule, S. V., "Scale effects on the in-situ tensile strength and fracture of ice. Part II: First-year sea ice at Resolute, N.W.T.," *Int. J. Fract.*, 1999 , Vol. 95, No. 1, p. 347.
 45. Creager, M. and Paris, P., "Elastic field equations for blunt cracks with reference to stress corrosion cracking," *Int. J. Fract. Mech.*, 1967 , Vol. 3, pp. 247–252.
 46. González Gutiérrez, P., "Planteamiento y validación de una metodología de análisis de la Fisuración Inducida por Ambiente basada en la Teoría de las Distancias Críticas," Universidad de Cantabria, Santander, 2019.
 47. Alvarez Laso, J. A., "FISURACION INDUCIDA POR HIDROGENO DE ACEROS SOLDABLES MICROALEADOS: CARACTERIZACION y MODELO DE COMPORTAMIENTO," Universidad de Cantabria, 1998.
 48. Barrera, O., Bombac, D., Chen, Y., Daff, T. D., Galindo-Nava, E., Gong, P., Haley, D., Horton, R., Katzarov, I., Kermode, J. R., Liverani, C., Stopher, M., and Sweeney, F., "Understanding and mitigating hydrogen embrittlement of steels: a review of experimental, modelling and design progress from atomistic to continuum," *J. Mater. Sci.*, 2018 , Vol. 53, No. 9, pp. 6251–6290.
 49. JOHNSON, W. H., "On Some Remarkable Changes Produced in Iron and Steel by the Action of Hydrogen and Acids," *Nature*, 1875 , Vol. 11, No. 281, p. 393.
 50. S.P. Lynch, "Hydrogen embrittlement (HE) phenomena and mechanisms," 2011 , , pp. 90–130.
 51. R.P., G., *Agrietamiento asistido por el hidrógeno en aleaciones de alta resistencia.*, 2003Vol. 6, No. Fractura asistida por el medio ambiente. Oxford: Elsevier, 2003.
 52. ASM Metals Handbook, *Metals Park*, 19879th ed. 1987.

53. HOAR, T. P. and WEST, J. M., "Mechano-Chemical Anodic Dissolution," *Nature*, 1958 , Vol. 181, No. 4612, p. 835.
54. A.J. Sedriks, *Stress corrosion cracking test methods*, 1990. National Association of Corrosion Engineers, 1990.
55. G49, A., "Standard Practice for Preparation and Use of Direct Tension Stress-Corrosion Test Specimens," 2011, West Conshohocken, PA: ASTM International, 2011.
56. 7539, I., "Corrosion of metals and alloys. Stress Corrosion testing: Parts 1 to 11," 2015, 2015.
57. ASTM E1681, *Standard Test Method for Determining Threshold Stress Intensity Factor for Environment-Assisted Cracking of Metallic Materials*, 2013. West Conshohocken, PA: ASTM International, 2013.
58. G39, A., *Standard Practice for Preparation and Use of Bent-Beam Stress-Corrosion Test Specimens*, 2016. West Conshohocken, PA: ASTM International, 2016.
59. G30, A., *Standard Practice for Making and Using U-Bend StressCorrosion Test Specimens*, 2016. West Conshohocken, PA: ASTM International, 2016.
60. G38, A., *Standard Practice for Making and Using C-Ring StressCorrosion Test Specimens*, 2013. West Conshohocken, PA: ASTM International, 2013.
61. Institute, A. P., "Spec 5LD Specification for CRA Clad or Lined Steel Pipe," 3 AD, Vol. 7056, No. March, p. 37.
62. *BS EN 10002-1, Tensile testing of Metallic Materials. Method of Test at Ambient Temperature*, British Standards Institution, 2001. 2001.
63. Gallo, C., "Desarrollo de nuevos métodos experimentales para la caracterización de las propiedades de parada de fisura en aceros estructurales," Universidad de Cantabria, 2009.
64. Ramberg, W. and Osgood, W. R., "Description of stress-strain curves by three parameters," *Natl. Advis. Comm. Aeronaut.*, 1943 , , p. Technical Note No. 902.
65. JIANG, J., MA, A., WENG, W., FU, G., ZHANG, Y., LIU, G., and Fumin, L., "Corrosion fatigue performance of pre-split steel wires for high strength bridge cables," *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.*, 2009 , Vol. 32, pp. 769–779.
66. Borja Arroyo, "Caracterización mecánica de aceros de alta y media resistencia en condiciones de fragilización por hidrógeno mediante ensayos small punch.," Unversidad de Cantabria., 2017.
67. Borja Arroyo, José Alberto Álvarez, Roberto Lacalle, C. Uribe, T.E. García, C. R., "Analysis of key factors of hydrogen environmental assisted cracking evaluation by small punch test on medium and high strength steels.," *Mater. Sci. Eng. R Reports*, 2017 , , pp. 180–194.
68. ASTM F1624-12(2018), *ASTM F1624-12(2018), Standard Test Method for Measurement of Hydrogen Embrittlement Threshold in Steel by the Incremental Step Loading Technique*, 2018. West Conshohocken, PA: ASTM International, 2018.
69. Swanson, by G. J. D. and J. A., *ANSYS engineering analysis system user's manual*, 1985. Houston, Pa. : Swanson Analysis Systems, 1985., 1985.
70. Cayón, A., Gutiérrez-Solana, F., Arroyo, B., and Álvarez, J. A., "Hydrogen embrittlement processes

- in microalloyed steel notched tensile samples,” *Theor. Appl. Fract. Mech.*, 2021 , Vol. 112, p. 102878.
71. ESIS P6-98, *Procedure to measure and calculate material parameters for the local approach to fracture using notched tensile specimens*, in: *TC8 Committee on Numerical Methods*, 1998. European Structural Integrity Society, 1998.
72. I.M. Bernstein, G. M. P., *Role of traps in the microstructural control of hydrogen embrittlement of steels*, 1988Park Ridge. NJ, Pittsburgh: Noyes Publ, 1988.